06

# Исследование взаимодействия припоя Zn−Cu−Al с пластиной АМг6

© И.Р. Салтыков, С.А. Груздь, И.В. Шутов

Удмуртский государственный университет,
Ижевск, Россия
e-mail: ir.saltykov@gmail.com

*Поступило в Редакцию 20 марта 2026 г.*
*В окончательной редакции 29 мая 2026 г.*
*Принято к публикации 27 июля 2026 г.*

Представлено комплексное исследование взаимодействия припоя системы Zn−Cu−Al с пластиной из алюминиевого сплава с высоким содержанием магния марки АМг6 при температуре 430 °C в атмосфере воздуха. Немаловажным фактором, влияющим на процессы смачивания припоем подложки, является наличие прочной и химически стойкой оксидной пленки на поверхности алюминиевых заготовок. В связи с этим рассморено два случая взаимодействия припоя с основным материалом: с удалением оксидного слоя механическим способом и без удаления оксида. В обоих случаях наблюдается активное взаимодействие материалов, но его интенсивность различна. Для детального рассмотрения протекающих процессов время выдержки при максимальной температуре составляет 1 h, что существенно выше традиционного для технологии пайки, однако необходимого для более полного анализа протекающих явлений. Представлены результаты металлографии, сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионного анализа полученных образцов. Разработана математическая модель движения припоя по подложке с учетом фазового перехода и диффузионных процессов. Представлен сравнительный анализ результатов натурного эксперимента и математического моделирования. Раскрыты возможные механизмы распространения припоя в поверхностных слоях и в глубину пластины АМг6 при исследуемых температурных режимах высокотемпературной пайки.

**Ключевые слова:** многофазные системы, смачивание, реакционное смачивание, диффузионные процессы, эффективная диффузия, поверхностная диффузия, диффузия по границам зерен, высокотемпературная пайка, математическое моделирование.

DOI: 10.61011/JTF.2027.01.64183.75-26

## Введение

В связи с перспективами развития космических программ важной современной задачей является создание технологии ремонта изделий из материалов, применяемых в соответствующей отрасли. Большинство конструкций, используемых в космической технике изготавливается из алюминиевых сплавов, благодаря их высокой удельной прочности при сравнительно малой массе [1]. В частности, из сплава АМг6 изготавливается фюзеляж российского сегмента МКС. Процесс эксплуатации данных конструкций в условиях космоса сопряжен с появлением повреждений, таких как сколы, трещины и сквозные отверстия. Наличие таких дефектов может вызывать снижение механической прочности и приводить к разгерметизации космических аппаратов. Для устранения подобных повреждений на сегодняшний день применяются полимерные материалы, влияние которых на прочность крайне мало, а относительная простота использования нивелируется их недолговечностью [2,3].

Для устранения дефектов в конструкции космических аппаратов и решения перечисленных проблем предлагается использовать технологию высокотемпературной пайки (ВТП) [4]. Данный метод занимает промежуточное положение между пайкой и сваркой. С его помощью можно получать прочные термостойкие соединения деталей, а также осуществлять ремонт уже готовых изделий [5–9]. Технология ВТП пригодна для применения в условиях микрогравитации и в отличие от большого числа методов пайки может использоваться в отсутствие флюсов [6–8,10].

При пайке алюминиевых сплавов одним из факторов, имеющих большое влияние на получение прочного паяного соединения, является наличие тугоплавкой оксидной пленки на поверхности паяемого материала. Часто ее удаление проводится химически при помощи флюсов. Продукты взаимодействия флюса с окислом имеют более низкую плотность чем расплав металла, что в поле действия силы тяжести приводит к их естественному удалению из зоны взаимодействия [11]. В нашем же случае рассматривается перспектива применения технологии в условиях микрогравитации, где применение флюса может приводить к загрязнению паяного шва. Также немаловажным фактором является, выявленная в ходе экспериментальных исследований, эрозия основного материала при использовании флюса, которая приводит к снижению прочностных свойств получаемого соединения [10]. В связи с этим в рамках представленных исследований рассматривается возможность применения бесфлюсовой ВТП для выбранных материалов.

В цикле проводимых исследований ставится цель проанализировать общие закономерности поведения выбранной системы в различных условиях. В свою

Химический состав сплава АМг6 и припоя Zn–Cu–Al [12–14]

| Содержание элементов, wt. | Al | Mg | Si | Mn | Ti | Zn | Cu | Be |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Подложка, АМг6 | 91.1–93.0 | 5.8–6.8 | < 0.4 | 0.5–0.8 | 0.02–0.1 | 0.2 | 0.1 | 0.0002–0.005 |
| Припой, Zn–Cu–Al (HTS-2000) | 1 | – | – | – | – | 97 | 2 | – |

очередь настоящее исследование проводится с целью рассмотреть влияние критических времен выдержки $t_{exp} = 60$ min на процесс взаимодействия припоя Zn–Cu–Al и сплава АМг6. При реализации метода ВТП на практике времена выдержки при максимальной температуре $t_{exp}$ составляют 0.5–5 min. Однако завышенное в рамках данного исследования время выдержки позволяет более детально рассмотреть динамику протекающих физико-химических процессов, оценить возможные последствия нарушения технологии получения паяных соединений или условий их дальнейшей эксплуатации. В задачи исследования входит рассмотрение процесса распространения припоя под оксидной пленкой, которому не было найдено исчерпывающего описания в литературе, и анализ зоны взаимодействия. Проводится сравнительный анализ двух постановок эксперимента. В первой — оксидная пленка с поверхности подложки удаляется механически под слоем расплава припоя корундовой пластиной, во втором — не удаляется.

Для проверки гипотез о механизмах наблюдаемых в эксперименте явлений разработана математическая модель. Результаты моделирования позволят установить влияние различных факторов на распространение припоя в поверхностных слоях подложки, а также глубину проникновения цинка в основной материал.

## 1. Эксперимент

В рамках исследования проведен ряд экспериментов по взаимодействию припоя системы Zn–Cu–Al на подложке из алюминиевого сплава АМг6. В качестве исходных материалов использовались полученные методом холодной прокатки пластины АМг6 толщиной 1.86 mm и прутки припоя марки HTS-2000 (Zn–Cu–Al) в состоянии поставки. Химические составы объектов исследования приведены в таблице. Температура ликвидуса для припоя составила 381 °C, для основного материала температура начала плавления находится в диапазоне 550 °C–590 °C [12].

В настоящей работе рассматриваются два различных образца, отличающихся способом нанесения припоя на поверхность подложки. Поверхность обоих образцов изначально была обработана абразивом с зернистостью Р2000. Далее образец № 1 был подвергнут лужению припоем с механическим удалением оксида. Процесс удаления окисла осуществлялся механическим трением поверхности алюминиевой пластины стержнем из корунда — поликристаллического $Al_2O_3$ в зоне контакта

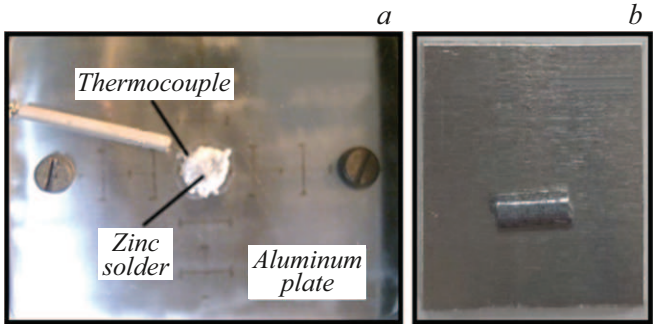



**Рис. 1.** Вид образцов до проведения термической обработки: *a* — образец № 1 (с зачисткой от оксида), *b* — образец № 2 (без зачистки).

с каплей жидкого припоя. Таким образом удавалось добиться разрушения поверхностного оксида и прямого контакта металлов без применения флюса [10]. За счет непосредственного взаимодействия между чистыми поверхностями металлов такой способ позволяет добиться смачивания припоем подложки и предотвратить повторное окисление контактной зоны. Образец № 2 в свою очередь лужению и удалению окисла не подвергался, припой помещался на поверхность пластины АМг6 и в таком состоянии подвергался дальнейшему нагреву.

Общее число испытаний для формирования статистики составило не менее 8 образцов, некоторые из них представлены в работе [15,16]. Для образцов с лужением не менее 3, для образцов без лужения не менее 2 образцов. Описание процессов смачивания и растекания, а также взаимодействия припоя и материала основы в настоящей работе представлено на двух более наглядных образцах.

Далее для обоих образцов проводились температурные испытания на воздухе с длительной выдержкой $t_{exp} = 60$ min при максимальной температуре $T_{exp} = 430$ °C. Скорость нагрева и охлаждения 25 °C/min и 30 °C/min соответственно. Исходный вид образцов представлен на рис. 1. Более подробное описание эксперимента и установки представлено в ранних работах авторов [15,16].

## 2. Результаты эксперимента

На рис. 2 представлен вид образцов после проведения температурных испытаний. Важно отметить, что несмотря на наличие следов взаимодействия припоя и пластины

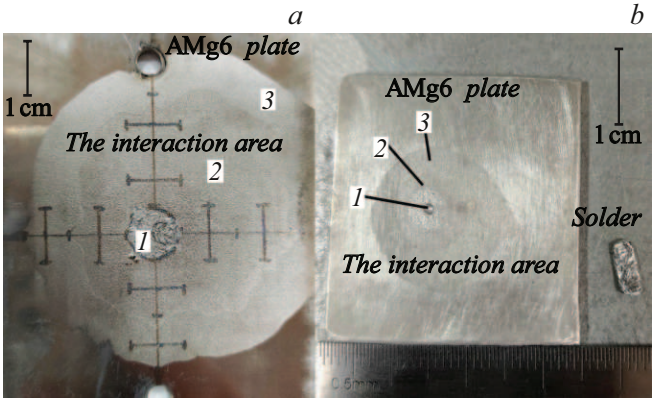



**Рис. 2.** Внешний вид образцов после проведения термической обработки: *a* — образец № 1 с зачисткой от оксида, *b* — образец № 2 без зачистки от оксида. Цифрами отмечены области растекания припоя: *1* — зона начального взаимодействия припоя и подложки, *2* — внутренняя зона с подплавленным поверхностным слоем пластины, *3* — внешняя зона проникновения припоя.

на образце № 2 соединения между припоем и подложкой получено не было. Диаметры пятна зоны взаимодействия припоя и пластины сильно отличаются для двух рассматриваемых случаев. На образце № 1 максимальный диаметр зоны взаимодействия составляет 60 mm, для образца № 2 — 19 mm. Такое отличие свидетельствует о более активном распространении жидкого припоя по поверхности подложки в случае если в изначальном месте контакта удаляется оксидная пленка. Однако само наличие области взаимодействия на образце № 2 показывает, что без удаления оксидной пленки процесс взаимодействия присутствует. Форма зоны взаимодействия на образце № 2 объясняется прорывом оксидной пленки под действием силы тяжести в точке № 1 (рис. 2, *b*). Проникновение припоя сквозь оксидную пленку алюминия в образце № 2 происходит в областях ее несплошности, в основном через микротрещины. Фактором, увеличивающим их количество и размеры, является растрескивание оксида при нагревании, происходящее вследствие значительной разницы в коэффициентах линейного температурного расширения (КЛТР) — $\alpha$ поверхностного оксида и основного металла. В интервале температур $0\,^{\circ}\mathrm{C}-600\,^{\circ}\mathrm{C}$ КЛТР для $Al_2O_3$ равен $(6-8)\cdot 10^{-6}$ [1/K], для АМг6 $23\cdot 10^{-6}$ [1/K] [17]. Наличие расплавленного припоя над образующимися трещинами препятствует подводу кислорода из атмосферы, тем самым предотвращая восстановление оксидной пленки.

Предположительно после проникновения под оксид припой распространяется под ним по поверхности металла в тонком поверхностном слое, что соответствует зоне № 3 на рис. 2. В литературе описаны два основных механизма, благодаря которым возможно подобное движение жидкого металла под оксидной пленкой твердого:

1) поверхностная диффузия [18,19];

2) избирательное растворение границ зерен твердой подложки и течение жидкой фазы в образованном канале под действием сил смачивания [20].

Возможность первого механизма объясняется отличием свойств пластины на поверхности и в объеме, а именно повышенной концентрацией дефектов кристаллического строения. Величина слоя поверхности с увеличенным коэффициентом диффузии, согласно литературным данным, может составлять от 10 nm до 1 $\mu$m [18]. Существенный вклад в наличие такого поверхностного слоя вносит механическая обработка изделия. В одной из работ [21] показано, что в образце сплава ХН77ТЮР после шлифовки коэффициент диффузии Ni в поверхностном слое ($< 0.1\,\mu$m) в 80 раз выше чем на глубине 2 $\mu$m и в 900 раз выше чем на глубине 30 $\mu$m.

Подобный механизм диффузионного распространения вещества в поверхностном слое экспериментально подтвержден в работах [19,22]. Авторами рассмотрено явление псевдочастичного смачивания, при котором наблюдается сосуществование капли с краевым углом $\theta > 0$ и тонкой распространяющейся вокруг нее „пленки“ того же вещества.

Описание второго механизма приведено в [20], где на основании множества экспериментальных работ критикуется подход, связанный с поверхностной диффузией. Авторы указывают на нехарактерные для диффузии свойства наблюдаемого явления, а именно на то что под действием силы тяжести рост зоны через некоторое время прекращается, энергия активации процесса распространения значительно ниже чем для диффузии, в отсутствие межзеренных границ, т. е. в экспериментах с монокристаллами, рост подобной области не наблюдается. Предложенное авторами описание процесса распространения вместо поверхностной диффузии включает растворение жидким припоем границ зерен основного металла и дальнейшее проникновение жидкой фазы по образующимся каналам за счет сил смачивания [20].

Отметим также, что существенное влияние на динамику распространения имеет предварительная абразивная обработка образцов. Применение абразивов приводит к образованию микроразмерных царапин, которые впоследствии играют роль каналов и ускоряют движение жидкого припоя [15,23].

Данные литературы и других экспериментальных исследований показывают, что большой вклад в скорость распространения припоя под оксидом материала основы вносит влажность атмосферы [20]. В работе [24] отмечается, что при комнатных условиях на дисперсных частицах алюминия формируется низкопрочный аморфный оксидный слой, состоящий из $Al_2O_3\cdot 2H_2O$. В теоретических исследованиях отмечено, что наличие гидроксильных групп способствует адгезии Zn к $Al_2O_3$ [25]. Предположительно подобное явление наблюдается и в настоящей работе, что облегчает распространение припоя под слоем оксида.

Таким образом, предполагается, что за проникновение цинка под оксидную пленку на фронте распространения

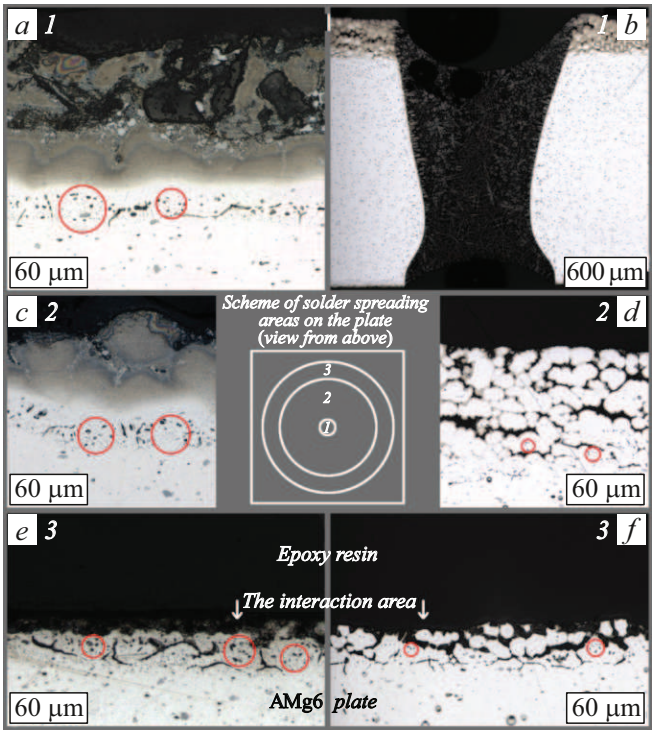



**Рис. 3.** Микроструктура образцов в различных областях растекания припоя Zn–Cu–Al по подложке АМг6: *a, c, e* — образец № 1 с удалением оксидной пленки, *b, d, f* — образец № 2 без удаления оксидной пленки. Цифрами обозначены зоны растекания припоя: *1* — зона начального взаимодействия припоя и подложки, *2* — внутренняя зона с подплавленным поверхностным слоем пластины, *3* — внешняя зона проникновения цинка. Красными кругами обозначены диффузионные поры.

(зона № 3, рис. 2) отвечает комбинация следующих механизмов:

1) силы смачивания, т.е. распространение жидкого припоя за счет уменьшения итоговой поверхностной энергии при переходе от конфигурации границ „оксид–подложка“ к границам „оксид–расплав–подложка“;

3) протекающие в поверхностном слое химические реакции компонентов системы с окружающей средой [25];

4) поверхностная диффузия или растворение поверхностного слоя. Оба механизма фактически могут приводить к образованию богатого Zn-раствора под оксидной пленкой, что способствует проникновению жидкого припоя под оксидный слой.

На рис. 3 представлены микрофотографии поперечного среза обоих образцов в разных областях растекания припоя. Основными отличиями двух образцов являются диаметр зоны взаимодействия на поверхности и ее глубина. Из анализа рис. 3 видно, что глубина зоны взаимодействия на образце № 1 с удалением оксида не превышает $200\,\mu$m, в то время как в образце № 2 без удаления оксида припой проплавил всю глубину пластины 1.86 mm и начал распространяться по ее поверхности с обратной стороны (рис. 3, *a, b*).

Причинами такого различия безусловно является влияние поверхностного оксида, который не смачивается жидким припоем. Контактный угол смачивания $\theta$ для границы „припой–оксид“ составляет $\sim 120°$, в то время как металлическую поверхностью АМг6 жидкий припой смачивает хорошо, т.е. $\theta \ll 90°$. Соответственно на образце № 1 активное распространение припоя начиналось сразу по достижению температуры плавления припоя. Прямой контакт жидкого припоя с металлической поверхностью пластины обеспечил хорошую смачиваемость и быстрое растекание всего объема капли по поверхности за время $\sim 20$ min. Из-за более равномерного распределения припоя по поверхности пластины в образце № 1 наблюдалось незначительное проникновение цинка в глубину — до $200\,\mu$m (рис. 3, *a*). Преобладающим направлением его распространения был поверхностный слой пластины АМг6.

На образце № 2 жидкий припой проникал по дефектам оксидного слоя и визуально следы взаимодействия начали проявляться лишь к 20 min выдержки при максимальной температуре [26]. Основной объем капли оставался фактически неподвижным, что обеспечивало постоянный приток компонентов припоя в зону контакта и ее плавление. Учитывая, что плотность припоя в $\sim 2.4$ раза больше плотности подложки, при плавлении зоны контакта образовывалось углубление, состоящее преимущественно из Zn, которое впоследствии прошло пластину АМг6 насквозь.

На рис. 3 красными кругами обозначены мелкие поры, появление которых связано с протеканием диффузионных процессов. На рис. 3, *a*, поры наблюдаются на границе проникновения припоя в подложку, на рис. 3, *d–f* — в теле зерен. Согласно литературным данным, на границе двух разнородных металлов при существенном отличии в коэффициентах диффузии возможно образование „диффузионных пор“ [27]. Подобные дефекты снижают прочность паяного шва и приводят к разрушению паяных изделий в зоне их высокой концентрации [28].

## 3. Математическая модель

Для более детального исследования физико-химических процессов, протекающих при высокотемпературной пайке, а также объяснения ряда результатов, полученных в лабораторных исследованиях, была поставлена задача разработки и верификации математической модели реакционного смачивания припоем системы Zn–Cu–Al поверхности материала АМг6 при бесфлюсовой пайке с учетом диффузионных процессов. В частности, моделирование проводится для проверки предположений, связанных с механизмом движения припоя по поверхности. В модели было учтено наличие оксидной пленки на поверхности

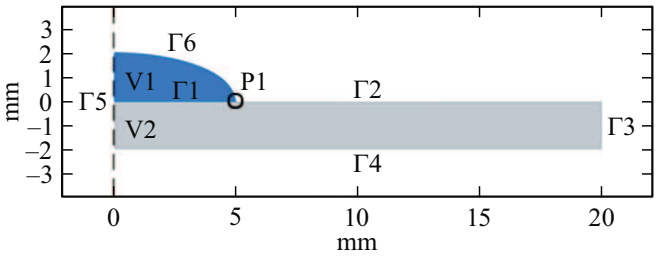



**Рис. 4.** Схема расчетной области. Для задачи аналогичной испытанию образа № 1 с лужением. Область V1 — припой, V2 — пластина. Для задачи аналогичной испытанию образца № 2 V1 отсутствует.

алюминиевой пластины на образце № 2, а также протекание взаимной диффузии компонентов припоя и основного материала. Для оптимизации процесса расчета при разработке данной модели были приняты следующие допущения:

1) исследуемые явления наиболее активно и длительно протекают при температуре выдержки, поэтому задача решалась в изотермической постановке с постоянной температурой при которой производилась выдержка;

2) все термодинамические свойства припоя и пластины в математической модели являются функциями концентрации основных компонентов: Zn и Al. Легирующие добавки не учитываются;

3) твердая подложка рассматривается в приближении высоковязкой жидкости, что позволяет учесть плавление материала при высоком содержании цинка за счет функции динамической вязкости, а в случае малой концентрации цинка обнулить конвективные слагаемые переноса в уравнении диффузии [29,30].

На рис. 4 показан общий вид схемы расчетной области. Математическая модель состоит из уравнений Навье–Стокса (уравнения (1), (2)) в изотермической постановке, описывающих движение вязкой несжимаемой жидкости, и уравнения баланса концентраций (6) для основных компонентов Zn и Al [31]. Итоговая система уравнений имеет следующий вид. Уравнение сохранения импульса:

$$\rho(C_{zn})\left(\frac{\partial \mathbf{u}}{\partial t} + (\mathbf{u}\cdot\nabla)\mathbf{u}\right) = -\nabla p + \nabla\left[\mu(C_{zn})\left(\nabla\mathbf{u} + (\nabla\mathbf{u})^T\right)\right] + \rho(C_{zn})\mathbf{g}, \quad (1)$$

где $\rho(C_{zn})$ — плотность, $\mathbf{u}$ — вектор скорости, $\mu(C_{zn})$ — динамическая вязкость, $\mathbf{g}$ — ускорение свободного падения, $p$ — давление. Уравнение неразрывности для несжимаемой среды:

$$\nabla\cdot\mathbf{u} = 0. \quad (2)$$

Для задачи № 1 в точке контакта трех фаз P1 (твердое тело–жидкость–газ) задается равновесный контактный угол $\theta = 2^\circ$. Исходная концентрация веществ задается в доменах V1 и V2. При этом в домене V2 (подложка) на границе с V1 (припой) в слое толщиной $40\,\mu$m введено падение концентрации Al до 50 % и эквивалентное увеличение концентрации цинка. Такое изменение концентраций на границе вводится для учета переходного слоя, который образуется в процессе лужения.

Для корректного моделирования кинетики растекания капли припоя на границе Г2 задано граничное условие Navier Slip (уравнения (3), (4)), которое обеспечивает непроницаемость стенки и допускает движение потока под действием касательных напряжений [32]:

$$\mathbf{u}\cdot\mathbf{n} = 0, \quad (3)$$

$$\mathbf{K}_\tau = -\frac{\mu}{\beta}\mathbf{u}, \quad (4)$$

где $\mu(C_{zn})$ — динамическая вязкость, $\beta$ — величина проскальзывания, взятая равной 0.1 mm. Множитель $-\mu/\beta$ в уравнении (4) представляет собой коэффициент, определяющий снижение скорости потока вблизи границы. Данный коэффициент в нашем случае позволяет учесть влияние оксидной пленки, под которой происходит растекание припоя на образце № 1. Для отслеживания изменения формы поверхности капли припоя в зоне контакта ее с окружающей средой при его реакционном смачивании пластины на внешней границе Г6 применяется ALE-метод (метод Эйлера–Лагранжа). Он позволяет избежать моделирования полноценной двухфазной задачи „припой–внешняя среда“, а изменение фазовой границы учитывается через граничное условие [33,34]:

$$\mathbf{n}(-\nabla p + \nabla^2\mu(C_{zn})\mathbf{u}) = -p_{\text{ext}}\mathbf{n} + \sigma(C_{zn})(\nabla\cdot\mathbf{n})\mathbf{n} - \nabla\sigma(C_{zn}), \quad (5)$$

где $p_{\text{ext}} = 1\,\text{atm}$ — внешнее давление, $\sigma(C_{zn})$ — поверхностное натяжение.

Изменение величины поверхностного натяжения в зависимости от концентрации цинка в представленном граничном условии включает в себя явление концентрационной конвекции Марангони. Наличие такого типа конвекции может сказаться на форме капли, а увеличение скоростей потоков в жидкой капле сказывается и на форме фазовой границы „припой–пластина“ [35], если ее величина существенна, как для случая с образцом № 1.

Описание диффузионных процессов для алюминия и цинка производится с помощью дифференциального уравнения конвективной диффузии:

$$\frac{\partial C}{\partial t} + \nabla\left(-D(C_{zn})\nabla C\right) + \mathbf{u}\cdot\nabla C = 0, \quad (6)$$

где $C$ — концентрация, $D(C_{zn})$ — коэффициент диффузии, $\mathbf{u}$ — вектор скорости.

Для образца № 1 рассматривается полная постановка, а объем области V1 соответствует количеству припоя в лабораторном эксперименте. Для образца № 2 область V1 отсутствует, а на границе Г1 имеется поток

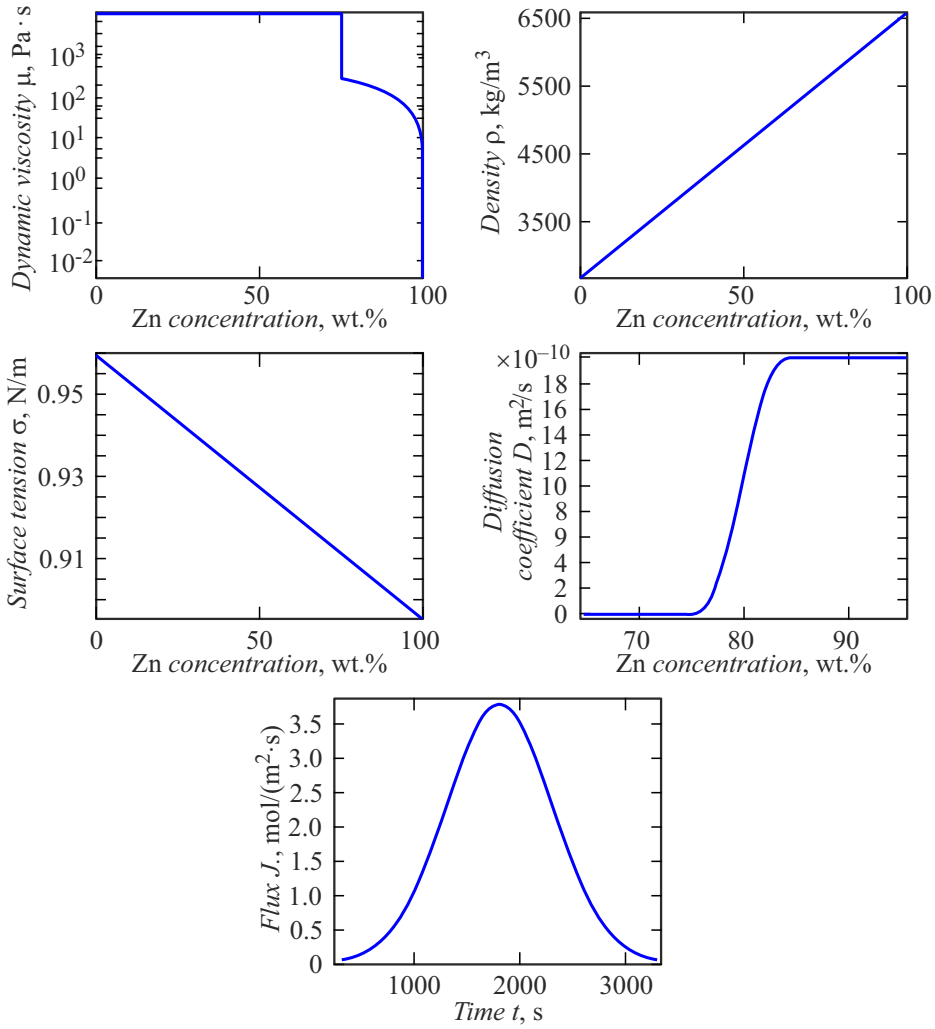



**Рис. 5.** Графики зависимости динамической вязкости $\mu(C_{zn})$, плотности $\rho(C_{zn})$, поверхностного натяжения $\sigma(C_{zn})$ и коэффициента диффузии $D(C_{zn})$ от весовой доли Zn, последний график — зависимость удельного потока цинка $J_0(t)$ от времени в зоне контакта для задачи, аналогичной образцу № 2 (без удаления оксида).

цинка в подложку через границу Г1 и описывается следующим выражением:

$$-\mathbf{n}\cdot(\mathbf{J}+\mathbf{u}C)=J_0(t), \tag{7}$$

где $\mathbf{J}$ — поток вещества, $J_0(t)$ — поток цинка через границу Г1. Значение потока $J_0(t)$ было оценено с учетом размеров области взаимодействия и данных лабораторных испытаний, которые показали, что припой за время проведения испытаний с образцом № 2 потерял массу $\Delta m = 0.0687\,\mathrm{g}$. Итоговая зависимость полученного потока, которая была принята в модели, представлена графически на последнем графике рис. 5. Граница Г5 — ось симметрии. На границах Г2, Г3, Г4 и Г6 для уравнения (6) обеспечивается отсутствие потока вещества.

Начальная концентрация компонентов в пластине Zn 100 %, в припое Al 100 %. Зависимости термодинамических свойств таких как динамическая вязкость, плотность, поверхностное натяжение и коэффициент диффузии от концентрации $\mathrm{Zn}-\mathrm{C_{Zn}}$, показаны на рис. 5. При увеличении концентрации Zn до 75 wt.% введено резкое падение динамической вязкости, так как, согласно фазовой диаграмме Al–Zn (рис. 6) в области температуры выдержки $T_{\mathrm{exp}} = 430\,^{\circ}\mathrm{C}$, при данной концентрации образуется жидкая фаза.

Распространение припоя по поверхности пластины, т. е. зона № 3, моделируется как диффузионный процесс. В нашем случае будем считать, что в поверхностном слое пластины глубиной до $20\,\mu\mathrm{m}$ коэффициент эффективной диффузии составляет $D = 2\cdot 10^{-9}\,\mathrm{m^2/s}$, что на 4 порядка выше чем в объеме материала и соответствует $D = 4\cdot 10^{-13}\,\mathrm{m^2/s}$ . Такое допущение исключает влияние сил смачивания и конвекции и позволяет оценить вероятность распространения припоя под оксидным слоем исключительно за счет процессов поверхностной диффузии или растворения поверхностного слоя под-

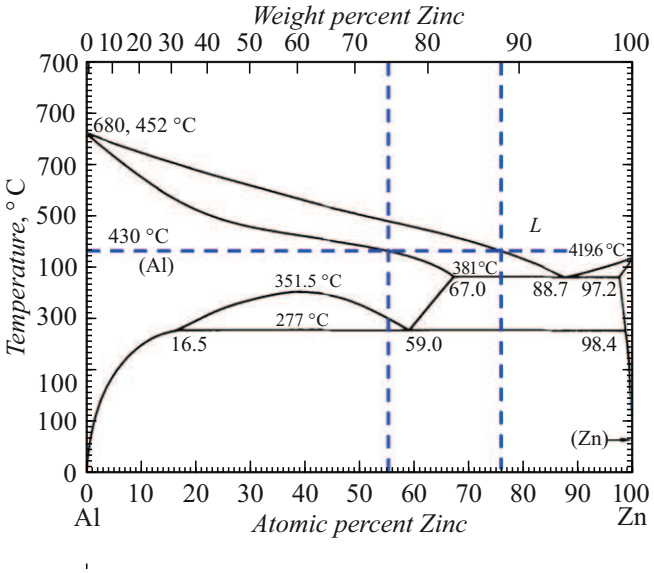



**Рис. 6.** Диаграмма состояния системы Al–Zn. Вертикальными штриховыми линями отмечена переходная зона между жидким припоем и твердой подложкой при температуре выдержки 430 °C [37].

ложки. Коэффициенты диффузии для жидкого припоя Zn–Cu–Al и объема пластины АМг6 взяты из литературных данных [36].

## 4. Итоговые результаты и обсуждение

На данный момент в литературе не было найдено исчерпывающего описания механизма движения жидкого металла под оксидной пленкой. Большинство авторов сходятся во мнении, что расплав распространяется по границам зерен и присутствующим на поверхности дефектам (царапинам) [23]. На это также указывают экспериментальные данные, полученные в настоящей работе.

На рис. 7, 8 представлены результаты моделирования задачи № 1 с удалением оксида и EDAX-анализ экспериментального образца № 1 соответственно. На рис. 7, *a, d* показаны начальное и конечное положения капли припоя. Начальная высота $h$ и радиус $r$ капли припоя составляют 2 и 5 mm соответственно, что аналогично лабораторному эксперименту. Радиус $r$ в данном случае отражает границу зоны № 2 (рис. 2), где при концентрации Zn более 75 wt.% наблюдалось подплавление подложки и зона представляла собой жидкий бассейн. Конечные значения для моделирования $h$ и $r$ — 0.37 и 11 mm также сопоставимы с полученными в эксперименте — 0.1 и 19 mm. Разница в полученных значениях объясняется тем, что в эксперименте равновесный контактный угол смачивания припоя и пластины составляет менее 2°, предложенная же математическая модель отлично себя показывает во время растекании самой капли, но при установлении малых контактных углов имеет относительно плохую сходимость. Максимальный радиус распространения припоя в модели и эксперименте составляет $\sim$ 14 и 30 mm соответственно, полученные значения говорят о том, что скорость распространения в эксперименте в 2.1 раза выше. При этом задание в математической модели более высокого коэффициента диффузии в поверхностном слое для ускорения роста внешней зоны нецелесообразно, так как диффузия в этом случае не может быть выше чем в жидкой капле. Таким образом становится видно, что движение припоя под оксидом во внешней зоне № 3 не может быть обеспечено только механизмами диффузии или растворения. Движение припоя может быть обусловлено процессами смачивания и/или конвективного переноса вещества из основной капли к фронту движения.

На рис. 7, *b,c* представлено начальное распределение концентраций и видна переходная область величиной 40 $\mu$m, в которой концентрации алюминия и цинка составляют 50 %, введение такого начального распределения концентраций объясняется тем, что оксидный слой удаляется механически на предварительно нагретой до 400 °C пластине, при этом допускается небольшое начальное взаимодействие припоя и пластины на малых глубинах [12]. На рис. 7, *e,f* показано поле концентрации цинка в конечный момент времени. Максимальная глубина проникновения цинка отмечена изолинией 1 % и составляет $\sim$ 170 $\mu$m, данное значение соответствует полученному в эксперименте (рис. 8, точка 3). Также значение глубины для зоны 50 % Zn с хорошей точностью соответствует полученному в натурном эксперименте (рис. 8, точка 1) и составляет порядка 60 $\mu$m.

На рис. 9 приведены сравнительные результаты по распределению цинка в подложке для эксперимента и математической модели образца № 2 без удаления оксида. Экспериментальные данные получены с помощью энергодисперсионного анализа EDAX. Видно, что в центральной зоне хорошее совпадение модели и эксперимента наблюдается в точках 1 и 2. Точки 4, 5 в натурном эксперименте имеют меньшее содержание цинка на 20 %–30 %, что довольно значительно. Причиной этого является действие силы тяжести, под влиянием которой расплав цинка, имеющий более высокую плотность относительно алюминия (Zn — 6600 kg/m$^3$, Al — 2690 kg/m$^3$), опускается в нижнюю часть области. Отличия значений модели от натурного эксперимента объясняются завышением вязкости цинкового расплава для улучшения сходимости модели, а также отсутствием учета влияния меди. В точке 6 концентрация цинка с хорошей точностью соответствует эксперименту. Заниженное значение в точке 7 приводит к тому же выводу, что и для образца № 1 — в распространении компонентов припоя по поверхности участвуют конвективные механизмы — и оно не может быть обеспечено исключительно механизмами диффузии, даже в жидкой фазе.

Количество Cu в составе используемого припоя составляет 2 wt.%. Медь повышает жидкотекучесть расплава, а также понижает температуру плавления сплава

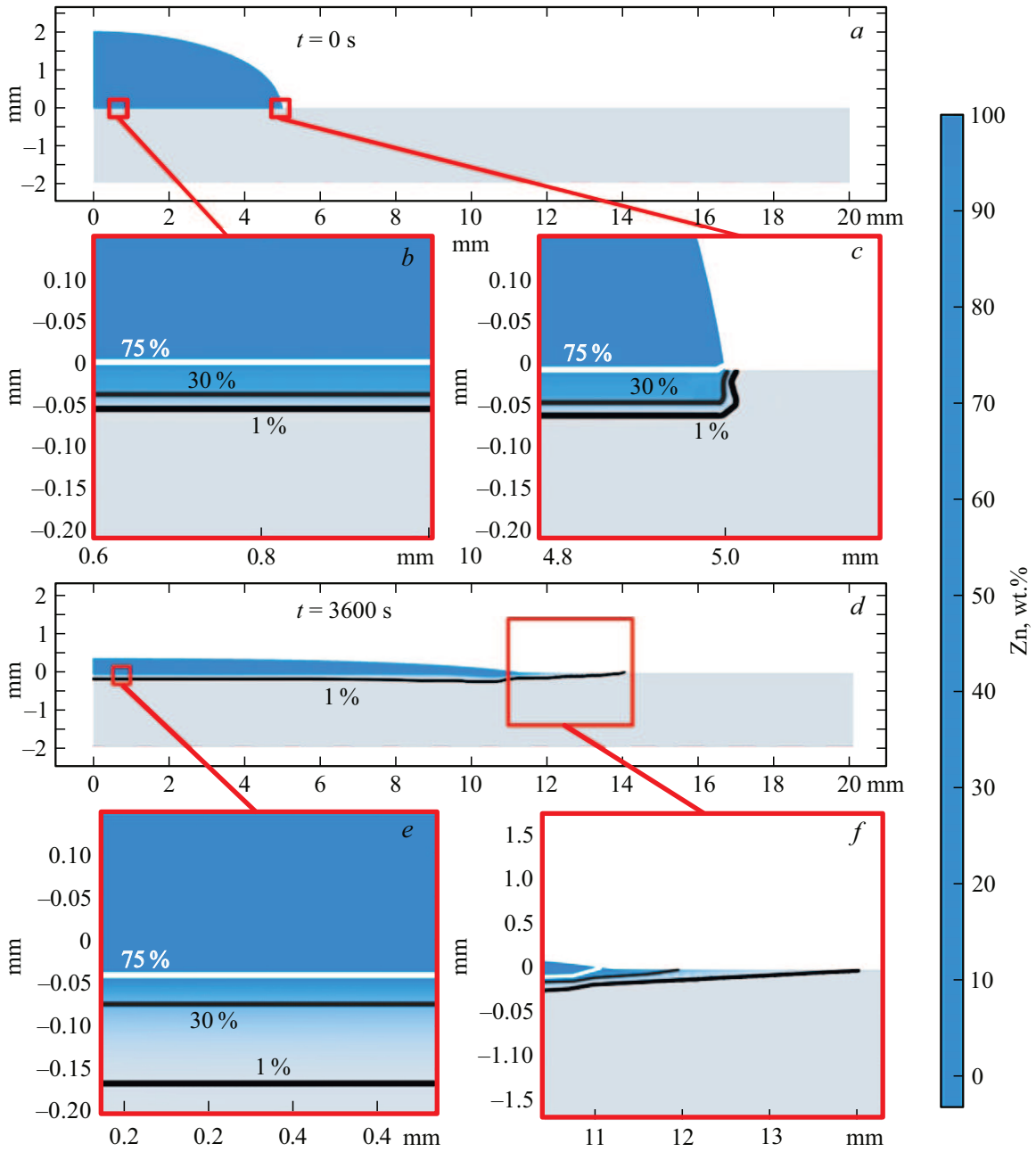
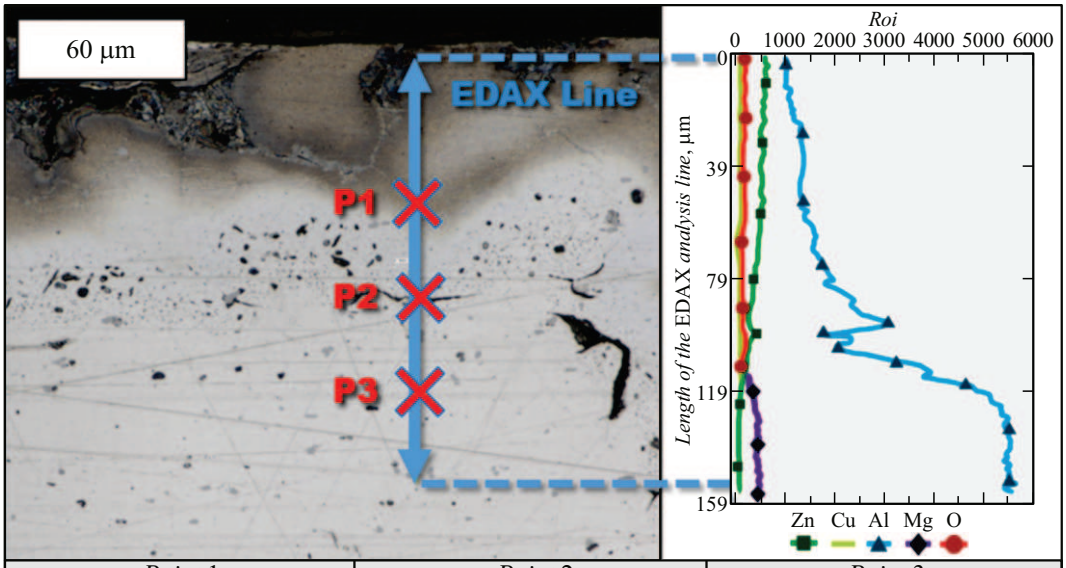



**Рис. 7.** Результаты численного моделирования задачи № 1 (для образца № 1, с зачисткой): *a, d* — начальное и окончательное положение капли припоя соответственно, *b, c, e, f* — начальное и окончательное распределение концентрации цинка в wt.% в отмеченных областях соответственно.

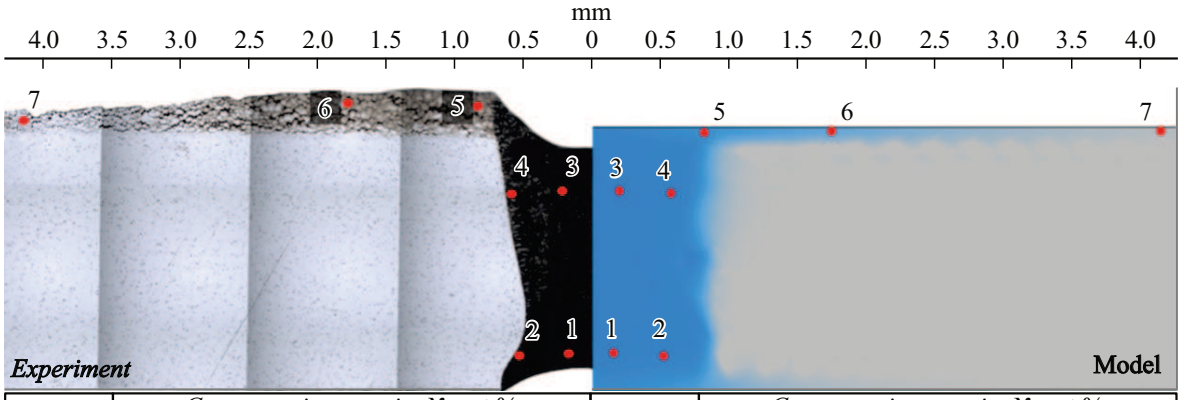
Zn–Cu–Al. При температуре 422 °C сплав с содержанием Cu 7 wt.% начинает плавиться при концентрации цинка Zn 57 wt.%, тогда как сплав без добавления меди расплавляется при Zn = 75 wt.% при той же температуре [38]. С точки зрения структурного анализа такое процентное содержание меди в исходном составе припоя хоть и приводит к образованию интерметаллидов, но их влияние на итоговую микроструктуру зоны взаимодействия незначительно [10].

Магний, находящийся в составе материала основы АМг6, имеет низкую концентрацию в зоне взаимодействия с припоем. Это наблюдается и на результатах EDAX, и на микроструктуре, при этом приграничная зона материала основы обедняется магнием. Однако присутствие меди в составе припоя способствует формированию интерметаллидов $Zn_5Cu$, которые препятствует образованию интерметаллидов на основе системы ZnMg. Исходя из этого в зоне взаимодействия интерметаллиды составом ZnMg не наблюдаются. Магний, который диффундировал из материала основы в зону взаимодействия, в большей степени растворяется, формируя твердый раствор Al(Mg) [12]




| *Point* 1 | | | *Point* 2 | | | *Point* 3 | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| *Element* | Wt % | At % | *Element* | Wt % | At % | *Element* | Wt % | At % |
| Al | 42.88 | 60.24 | Al | 60.49 | 67.70 | Al | 92.64 | 92.79 |
| Zn | 51.40 | 29.81 | Zn | 28.48 | 13.16 | Zn | 0.60 | 0.25 |
| Cu | 1.68 | 1.00 | Cu | 0.93 | 0.44 | Cu | – | – |
| Mg | 0.77 | 1.21 | Mg | 1.89 | 2.35 | Mg | 5.87 | 6.52 |

**Рис. 8.** Результаты линейного и точечного энергодисперсионного (EDAX) анализа образца № 1 во внутренней зоне с подплавленным поверхностным слоем пластины. Результаты линейного анализа представлены в относительных единицах.




| *Element* | *Concentration at point* №, wt % | | | | | | | *Element* | *Concentration at point* №, wt % | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 |
| Zn | 74.3 | 69.8 | 43.0 | 43.2 | 38.7 | 35.8 | 37.7 | Zn | 77.0 | 75.8 | 76.3 | 77.2 | 55.0 | 39.0 | 5.3 |
| Al | 19.3 | 24.8 | 53.8 | 53.1 | 58.9 | 61.5 | 59.0 | Al | 23.0 | 24.2 | 23.7 | 22.8 | 45.0 | 61.0 | 94.7 |
| Cu | 6.5 | 5.4 | 3.2 | 3.6 | 2.4 | 2.7 | 3.3 | | | | | | | | |

**Рис. 9.** Сравнение результатов эксперимента (слева) и моделирования (справа) по содержанию цинка в пластине АМг6 образца № 2 (без зачистки от оксида) после выдержки в течение 1 h при температуре 430 °C. В результатах моделирования синим цветом отмечены области, содержащие цинк, серым исходная пластина.

Дополнительным механизмом, влияющим на распространение цинка по поверхности подложки под оксидом, могут быть химические реакции компонентов припоя и пластины с окружающей средой. Предположительно влияние может оказывать влажность атмосферы, а именно образование аморфной оксидной пленки, состоящей из $Al_2O_3 \cdot 2H_2O$, на поверхности пластины АМг6 [24]. Также в исследованиях [25] показано влияние присутствия молекул воды на увеличение смачивания цинком поверхности $Al_2O_3$.

## Выводы

1. Проведение натурных экспериментов по контактному плавлению показывает, что компоненты припоя

Zn−Cu−Al проникают в подложку из сплава АМг6, независимо от наличия оксидной пленки на поверхности последней. Качественно микроструктуры областей взаимодействия при наличии оксидного слоя на поверхности пластины и без него идентичны, визуально выделяется две зоны: внешняя, где расплавлены только границы зерен, и внутренняя с превышением цинка 75 wt.%, где по всей поверхности наблюдается жидкий бассейн.

2. Для проверки предположения о диффузионном происхождении внешней зоны взаимодействия № 3 в поверхностном слое подложки под оксидной пленкой в математическую модель был включен поверхностный слой с увеличенным коэффициентом диффузии $D = 2 \cdot 10^{-9}\,\mathrm{m^2/s}$. Несмотря на это, размер внешней зоны (предполагаемого диффузионного фронта) в модели оказался меньше, чем в эксперименте в $\sim 2$ раза для обеих постановок задач. Так как дальнейшее увеличение коэффициента диффузии нецелесообразно и некорректно с точки зрения физики процесса, можно сделать вывод, что распространение цинка по поверхности происходит не только за счет процессов диффузии и растворения. Во внешней зоне № 3 также имеют место явления, связанные со смачиванием и течением жидкой фазы. Предположительно распространение припоя с помощью поверхностной диффузии/растворения и смачивания могут протекать поэтапно, что обеспечивает высокую скорость движения припоя по поверхности под слоем оксида.

3. Несмотря на то что в обоих образцах наблюдается распространение припоя по поверхности под оксидной пленкой, установлено, что ее удаление в зоне взаимодействия кардинально меняет вид итоговой структуры образца. При выдержке на воздухе с $t_{\mathrm{exp}} = 60\,\mathrm{min}$ при максимальной температуре $T_{\mathrm{exp}} = 430\,^{\circ}\mathrm{C}$, получены следующие данные. В случае удаления оксидной пленки на образце № 1 радиус зоны взаимодействия составляет $\sim 30\,\mathrm{mm}$ с максимальным значением глубины проникновения $\sim 200\,\mu\mathrm{m}$. Для образца № 2 без удаления поверхностного окисла основной объем капли остается фактически неподвижным, что обеспечивает постоянный приток компонентов припоя в зону контакта и ее плавление. На образце № 2 радиус зоны взаимодействия составляет $\sim 4.5\,\mathrm{mm}$ с максимальной глубиной 1.86 mm.

4. В представленной математической модели для изотермических случаев установлены корректные зависимости термодинамических параметров как функции весовой концентрации цинка в системе Zn−Al. Поскольку от температур выдержки будет зависеть переход „жидкое тело−твердое тело“, то для различных температур выдержки такие зависимости должны быть свои.

5. На границе взаимодействия припоя Zn−Cu−Al и подложки из пластин сплава АМг6 при длительной выдержке $t_{\mathrm{exp}} = 60\,\mathrm{min}$ с высокой температурой $T_{\mathrm{exp}} = 430\,^{\circ}\mathrm{C}$ под зоной подплавления подложки в объеме твердой пластины образуются поры, например в области точки P2 на рис. 8. Их появление предположительно связано с диффузионными механизмами, а именно активным растворением компонентов подложки (АМг6) в расплаве припоя [27]. Увеличение их концентрации в дальнейшем может негативно сказаться на прочности паянного соединения.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы


[1] М.С. Оглодков, Н.Д. Щетинина, А.С. Рудченко, М.Д. Пантелеев. Авиационные материалы и технологии, **1** (58), 19 (2020).

[2] В.А. Борисов, С.В. Денисов и др. *Способ герметизации дефектов оболочек космических объектов и устройство для его реализации (варианты)* (Пат. 2131386 Российская Федерация, МПК B64G 1/52, B23P 6/00, Акционерное общество открытого типа ≪Ракетно-космическая корпорация „Энергия“ им. С.П. Королева≫. — № 97122048/02; заявл. 30.12.97; опубл. 10.06.99), 7 с.

[3] И.А. Шарова. Труды ВИАМ, **7**, 5 (2014).

[4] D.P. Sekulic. Advances in Brazing: *Science. Technology and Applications* (Woodhead Publishing, Oxford, 2013)

[5] D.M. Jacobson, G. Humpston. *Principles of brazing* (ASM International, USA, 2005)

[6] J.W. Easton, P.M. Struk. *Soldering in a Reduced Gravity Environment* (SoRGE) (NASA/TM-2012-217119, 2012)

[7] B.E. Paton. Space: *Technologies, Materials, and Structures London* (Taylor & Francis, London, 2003)

[8] S.A. Gruzd, M.D. Krivilyov, D.S. Samsonov, Y. Wu, D.P. Sekulic, S.D. Mesarovic. Microgravity Sci. Technol., **34**, 65 (2022). DOI: https://doi.org/10.1007/s12217-022-09973-0

[9] И.Е. Петрунин. *Справочник по пайке* (Машиностроение, М., 2003)

[10] И.В. Шутов. *Формирование микроструктуры и прочностных свойств Al сплавов АМг6 и АД1 при высокотемпературной пайке припоями Zn−Cu−Al и Al−Si* (Канд. дисс., Пермь, ПНИПУ, 2024)

[11] И.Е. Петрунин. *Пайка металлов* (Металлургия, М., 1973)

[12] Е.А. Баталова, Л.В. Камаева, И.В. Шутов, М.Н. Королев, М.Д. Кривилев. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронный исследования, **4**, 90 (2024).

[13] ГОСТ 4784-97. *Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки* (М., 1997), с изменениями N 1, 2, 3, с поправками.

[14] ГОСТ 21631-76. *Листы из алюминия и алюминиевых сплавов* (М., 1976), с изменениями N 1, 2, 3, с поправками.

[15] И.Р. Салтыков, С.А. Груздь, И.В. Шутов. Вестник Пермского нац. исследовательского политех. ун-та. Машиностроение, материаловедение, **27** (1), 43 (2025). DOI: 10.15593/2224-9877/2025.1.05

[16] S.A. Gruzd, I.R. Saltykov, I.V. Shutov, M.N. Korolev, D.S. Samsonov. Welding in the World, 1 (2025). DOI: 10.1007/s40194-025-02083-6

[17] А.М. Никитинский. *Пайка алюминия и его сплавов* (Машиностроение, М., 1983)

[18] С.З. Бокштейн. *Диффузия и структура металлов* (Металлургия, М., 1973)

[19] J. Moon, S. Garoff, P. Wynblatt, R. Suter. Langmuir, **20** (2), 402 (2004).
[20] Б.Д. Сумм, Ю.В. Горюнов. *Физико-химические основы смачивания и растекания* (Химия, М., 1976)
[21] С.З. Бокштейн. *Процессы диффузии, структура и свойства металлов* (Машиностроение, М., 1964)
[22] K.D. Humfeld, S. Garoff, P. Wynblatt. Langmuir, **20** (7), 2726 (2004).
[23] Е.О. Шаргаев. *Соединение термоэлектрических элементов припоями на основе цинка* (Канд. дисс. МАИ, М., 2021)
[24] А.Ф. Дресвянников, М.Е. Колпаков. Вестник Казанского технол. ун-та, **19** (9), 36 (2016).
[25] Ha-Linh Thi Le, R. Lazzari, J. Goniakowski, R. Cavallotti, S. Chenot, C. Noguera, J. Jupille, A. Koltsov, J.-M. Mataigne. J. Phys. Chem., **121** (21), 11464.
[26] J. Zähr, H.J. Ullrich, S. Oswald, M. Türpe, U. Füssel. Welding World, **57** (4), 449 (2013).
DOI: https://doi.org/10.1007/s40194-013-0031-9
[27] Я.Е. Гегузин. *Диффузионная пористость в металлах и сплавах* (Наука, М., 1979)
[28] Г.П. Фетисов. *Сварка и пайка в авиационной промышленности* (Юрайт, М., 2026)
[29] J. Crank. *The mathematics of diffusion* (Clarendon press, Oxford, 1975)
[30] Liu Xueyan, Li Hongwei, Zhan Mei. Manufacturing Rev., **5**, 10 (2018).
[31] Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. *Теоретическая физика. Т. 6. Гидродинамика* (Физматлит, М., 2015)
[32] H. Ding, P.D.M. Spelt. Phys. Rev. E, **75**, 046708 (2007). DOI: 10.1103/PhysRevE.75.046708
[33] E.P. Furlani, M.S. Hanchak. Intern. J. Numerical Methods Fluid, **65**, *5*, 563 (2011). http://dx.doi.org/10.1002/fld.2205
[34] COMSOL Multiphysics. Version 5.6. 2021. Licence No. 9602304
[35] S.A. Gruzd, I.R. Saltykov, I.V. Shutov, D.S. Samsonov, M.D. Krivilyov. Microgravity Sci. Technol. **38** (19), 1 (2026). DOI: 10.1007/s12217-026-10237-4
[36] Y. Du, Y.A. Chang, B. Huang, W. Gong, Z. Jin, H. Xu, Z. Yuan, Y. Liu, Y. He, F.Y. Xie. Mater. Sci. Eng., A **363** (1–2), 140 (2003).
DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00624-5
[37] J.L. Murray. Bull. Alloy Phase Diagrams, **4** (1), 55 (1983).
[38] S.M. Liang, R. Schmid-Fetzer. Calphad, **52**, 21 (2016). DOI: 10.1016/j.calphad.2015.11.001