

УДК 621.791
К 63

КОМБИНИРОВАННЫЙ СПОСОБ СОЕДИНЕНИЯ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВЫХ УЗЛОВ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 140 °С

Ю. А. Хохлова, мл. науч. сотр.;

М. А. Хохлов, инж.;

А. Я. Ищенко, д-р техн. наук, проф., чл.-кор. НАН Украины

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев

Аннотация. Показано, что низкотемпературное соединение биметаллических элементов теплообменника при капсулировании микроэлектроники наиболее целесообразно комбинированным диффузионным методом с применением слоя-демпфера, слоя-активатора и кратковременной активации диффузии нагревом при пропускании тока низкого напряжения.

Ключевые слова: биметалл, галлий, алюминий, низкотемпературная сварка, теплообменник.

Анотація. Показано, що низькотемпературне з'єднання біметалічних елементів теплообмінника при капсулюванні мікроелектроніки найбільш доцільне комбінованим дифузійним методом із застосуванням шару-демпфера, шару-активатора та короткочасної активації дифузії нагріванням при пропусканні струму низької напруги.

Ключові слова: біметал, галій, алюміній, низькотемпературне зварювання, теплообмінник.

Abstract. It is shown that low temperature connection of bimetallic elements of microelectronic heat exchanger under 140oC while capsulation of microelectronics is reasonable by means of combines diffusive method using the damper layer and layer-activator with short-term heating by passing of low voltage current.

Keywords: bimetal, gallium, aluminum, low temperature welding, heat exchanger.

ПОСТАНОВКА ПРОБЛЕМЫ

Для создания теплообменного блока (рис. 1) со встроенной микроэлектроникой необходимо ограничить температуру технологических процессов до 140 °С. Соединение биметаллических деталей по цилиндрическим плоскостям без оплавления при такой температуре является сложной технологической задачей.

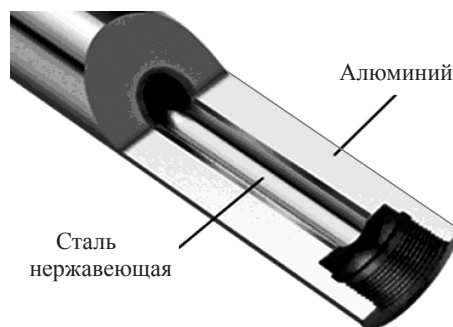


Рис. 1. Биметаллический блок теплообменной системы

АНАЛИЗ ПУБЛИКАЦИЙ И ПОСЛЕДНИХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Опубликованные ранее [3, 4, 10, 11] результаты предварительных исследований микроструктуры зоны соединения и механических свойств модельных образцов, а также отработки такого соединения по конусной поверхности и с фрезерованными пазами позволили выработать окончательную идею соединения при 140 °С по цилиндрическим плоскостям с применением комбинированного диффузионного способа. Способ заключается в использовании слоя-демпфера, слоя-активатора адгезии и диффузии нагревом различными способами. Слой-демпфер необходим для баланса различия в коэффициентах температурного расширения соединяемых биметаллических элементов, слой-активатор фрагментирует и растворяет оксидные пленки, чем и обеспечивает адгезию поверхностей.

ЦЕЛЬЮ РАБОТЫ является разработка научно обоснованного твердофазного способа соединения биметаллических цилиндрических элементов для теплообменника — контейнера микроэлектроники.

ИЗЛОЖЕНИЕ ОСНОВНОГО МАТЕРИАЛА

Для формирования демпфирующего слоя на поверхность стальной трубы напыляли слой технического алюминия АД1 (рис. 2, а). Процесс напыления осуществлялся микроплазменным методом — нагревом и переносом конденсированных частиц распыляемого материала газовым потоком с формированием на подложке слоя толщиной 200 мкм. Применялась установка МПН-004, позволяющая наносить алюминий при температуре подложки до 150 °С. Формирование металлических покрытий с закреплением твердых металлических частиц на поверхности подложки происходит в процессе высокоскоростного удара (рис. 2, б).

В качестве активатора адгезии использовали галлий, который плавится при температуре 29 °С, растворяет большинство металлов и отвердевает с увеличением объема. Активация поверхностей галлием — это механохимический процесс, включающий в себя фрагментацию, отслаивание и растворение оксидных пленок, смачивание ювенальных поверхностей и объемное развитие взаимодействия с межзеренной

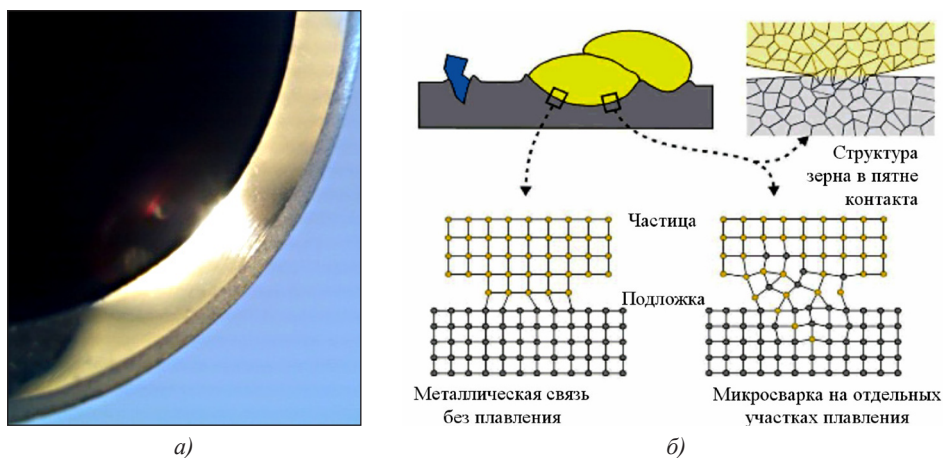


Рис. 2. Стальная труба с внешним напылением АД1 (а) и схема формирования металлического покрытия (б)

и внутризеренной диффузией. Механохимическая активация приводит к увеличению растворимости труднорастворяющихся веществ, ускорению химических реакций и снижению температуры, необходимой для активации поверхностей материалов при твердофазном процессе соединения [1].

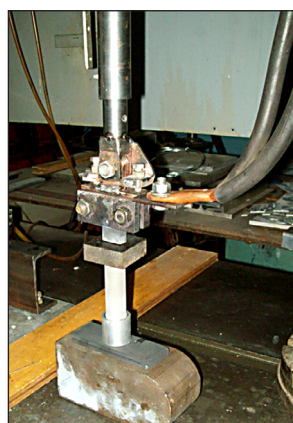
Узел в сборе представлял собой трубу из нержавеющей стали 12Х18Н9Т внешним диаметром 26 мм во фланце из алюминиевого сплава АМг5 системы Al–Mg–Si. Разница диаметров между нержавеющей трубой и алюминиевой заготовкой составляла 0,1...0,15 мм. Разработка принципиальной схемы такого соединения включала в себя применение некоторых конструктивных приемов — фрезерование продольных пазов на стальной трубе и напыленного слоя для формирования небольшой конусности. В первом случае прижатие происходило за счет термической усадки с обхватом стальной трубы предварительно нагретым фланцем. Во втором варианте сборка деталей в узлы и их плотное прижатие обеспечивали сопряжением по конусным поверхностям с применением нормального и тангенциального усилий сжатия.

В обоих случаях галлий на поверхность трубы наносили слоем 0,05...0,15 мм методом натирания, соединяли детали опрессовкой и проводили диффузионное отвердевание галлиевой прослойки нагреванием до 140 и 250 °С. Условием формирования качественного соединения является плотная подгонка деталей и удаление грата галлия с торцов: галтели галлия, заполняющие торцовые зазоры изделия, при отверждении с увеличением объема могут привести к образованию протяженных трещин по объему алюминиевого фланца.

Применяли два способа нагрева узла: в вакуумной печи П-114 (рис. 3, а) и пропусканием токов низкого напряжения (напряжение холостого хода трансформатора $U_{xx} = 4,3$ В, сила проходящего тока $I_{max} = 630$ А) — рис. 3, б. Преимущества второго способа — кратковременность и локализация нагрева. В зоне контакта возрастает электрическое сопротивление, что обуславливает эффективность тепловыделения на соединяемых плоскостях. Таким образом, быстрее инициируется реактивная диффузия, снижается тепловыделение в материал и сокращается глубина диффузионного слоя, что благоприятно



а)



б)

Рис. 3. Вакуумная печь (а) и установка нагрева токами низкого напряжения (б)

влияет на микроструктуру и механические свойства соединения.

Температуру процесса диффузии при пропускании тока фиксировали с помощью термопары и коммуникационного контроллера LiGO-7188 с USB-преобразователем EXPERT EX9530. Термопары (международный стандарт на термопары МЭК 60584) крепились в заранее высверленных отверстиях на границе соединяемых поверхностей. Распределение температурных полей изучали по термограммам (рис. 4, б), за-

писанным in-situ в бесконтактном режиме при использовании радиометрического тепловизора Fluke Ti25 (рис. 4, а).

Особенностью процесса реактивной диффузии галлия в таком соединении является то, что диффузия происходит в сторону сплава АМг5 (рис. 5), а в стали химического присутствия галлия не наблюдается. Реактивная диффузия галлия резко возрастает с повышением температуры, а при ее понижении слой твердеет с увеличением объема при схватывании. При этом происходит

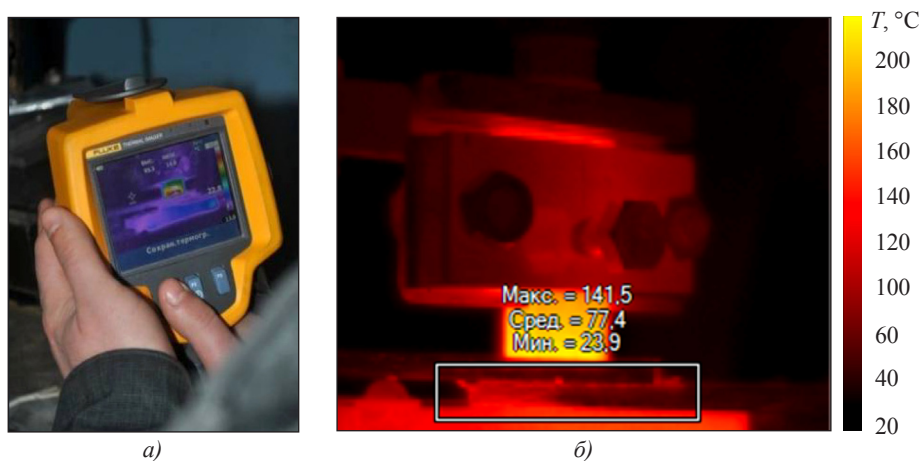


Рис. 4. Тепловизор Fluke Ti25 (а) и радиометрическая термограмма (б) (прямоугольником выделена область нахлесточного соединения АМг5–АД1 с прослойкой галлия в момент пропускания тока)

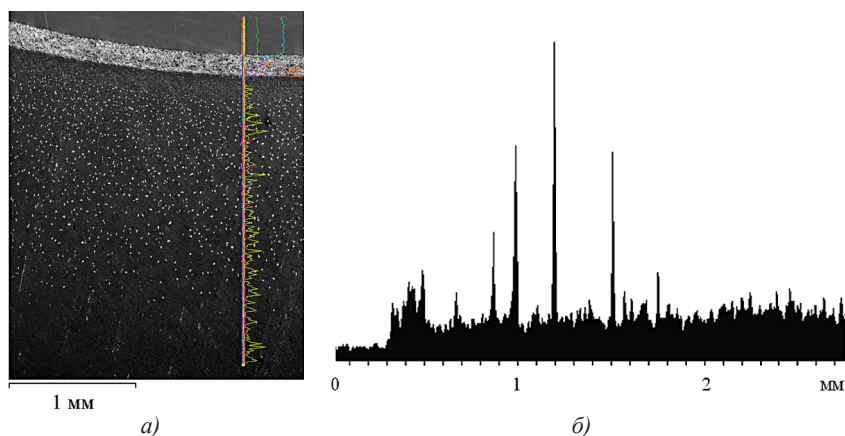


Рис. 5. Микроструктура (а) и распределение галлия в диффузионном соединении вдоль линии сканирования (б)

не только адгезия, но и объемная межзеренная реактивная диффузия [10]. Это многостадийный процесс формирования метастабильных фаз [2] из основных химических компонентов сплава АМг5 с галлием и финальным формированием интерметаллидного слоя.

Жидкий галлий сегрегирует вдоль зерен алюминия (рис. 6) на глубину до 3 мм. В результате в зазоре и прилегающем объеме (на стороне АМг5) образуются слой твердого раствора и интерметаллидные фазы.

Электронно-микроскопические исследования на просвет тонкой структуры зоны соединения АД1–АМг5 через прослойку галлия показали следующее. Для структуры АД1 характерно сравнительно равновесное состояние, о чем свидетельствует формирование равноосной субструктуры, равномерно распределенной по всему объему металла, прилегающего к плоскости соединения, а также формирование совершенных (стянутых) границ и субграниц (рис. 7, а). Линия нанесения галлия

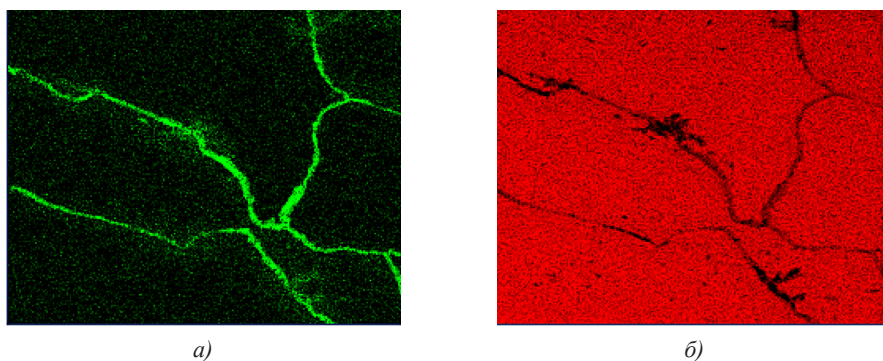


Рис. 6. Элементные карты межзеренного распределения галлия (а) (зеленый) в алюминии (б) (красный) в сплаве АМг5 в результате реактивной диффузии ($\times 1000$)

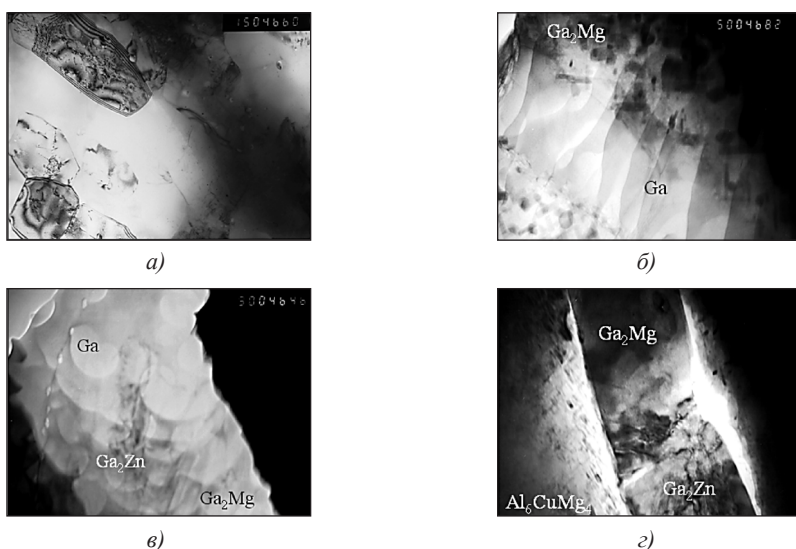


Рис. 7. Структура АД1 (а) ($\times 15000$). Слоистые округлые и столбчатые фрагменты галлия (б, в) и фазообразование (з) в межзеренном пространстве сплава АМг5 ($\times 50000$)

(со стороны АМг5) характеризуется формированием структурно-фазовых образований (прослоек), имеющих четкую ориентацию вдоль линии нанесения галлия, равномерную и незначительную по размеру, с толщиной прослоек $\delta \sim 0,81 \dots 1,10$ мкм и различным фазовым составом. Некоторая часть прослоек представляет собой практически чистый Ga. Галлиевые участки прослоек имеют либо столбчатую субструктуру с направлением роста перпендикулярно линии нанесения галлия (рис. 7, б), либо сравнительно равноосную структуру Ga-фаз (рис. 7, в) с внутризерненными выделениями Ga₂Mg-фаз. Для галлий-содержащих областей таких прослоек характерно равновесное состояние структуры.

Следует отметить, что усложнение прослоек по фазовому составу наблюдается по мере смещения от линии нанесения галлия в сторону АМг5. Так, при удалении на расстояние примерно 300 мкм от плоскости соединения наблюдается формирование структурно-фазового состояния, отличающегося увеличением объемной доли дисперсных фазовых выделений ($h \times l \sim 0,03 \times 0,06$ мкм; $0,06 \times 0,1$ мкм; $0,03 \times 0,37$ мкм; $d \sim 0,03 \dots 0,1$ мкм) состава Ga₂Mg, Ga₂Zn, Al₆CuMg₄, Al₂CuMg, Cu₃Ga₄. При этом кроме плотно и равномерно-распределенных дисперсных фаз различного стехиометрического состава в диффузионной зоне наблюдаются и фазовые образования особого типа — это более массивные ($h \times l \sim 0,65 \times 1,7$ мкм; $0,73 \times 1,07$ мкм; $0,75 \times 2,35$ мкм), протяженные «ленточного» типа фазы сложного состава, формирующиеся параллельно линии сплавления (рис. 7, з).

Структура фазовых образований такого типа достаточно четко просматривается на ТЭМ-изображениях, а состав представляет собой Ga₂Mg с дисперсными Ga₂Zn; Cu₃Ga₄ размерами

$d \sim 0,017 \dots 0,03$ мкм. Кроме того, что особенно характерно, фазовые выделения «ленточного» типа по контуру окружены оторочками, состоящими из плотных скоплений весьма дисперсных фаз различного состава: Ga₂Mg Ga₂Zn; Cu₃Ga₄ и др. Таким образом, можно утверждать, что рост диффузионного слоя проходит с увеличением объема за счет поворота зерен АМг5 при росте новообразованных фаз.

Анализ двойных диаграмм равновесного состояния показал, что температура перехода в жидкое состояние интерметаллидов систем Ga–Mg и Ga–Zn составляет более 285 °С, а для системы Cu–Ga — от 254 до 1000 °С.

Подобное градиентное распределение фаз, их определенная четкая направленность способствуют и неравномерности в распределении дислокационной плотности, а следовательно, формированию концентраторов напряжений в соответствующих зонах исследуемого соединения. При испытании наноиндентированием [3, 11] влияния реактивной диффузии галлия на свойства сплава АМг5 было зафиксировано аномальное адсорбционное снижение прочности и размягчение металла (так называемый эффект Ребиндера) [5]. На рис. 8 показано отличие размеров отпечатков индентора Берковича в центральной и зернограничной областях структуры.

Стабилизация механических свойств алюминия происходит при окончательной кристаллизации твердожидких фаз с галлием [9]. Определение момента стабилизации микроструктуры при минимальной ширине диффузионной зоны и получение удовлетворительных механических свойств по времени нагрева моделировалось экспериментально и методом молекулярной динамики при температурах 50, 140 и 250 °С.

Теоретической основой для моделирования был принят известный из

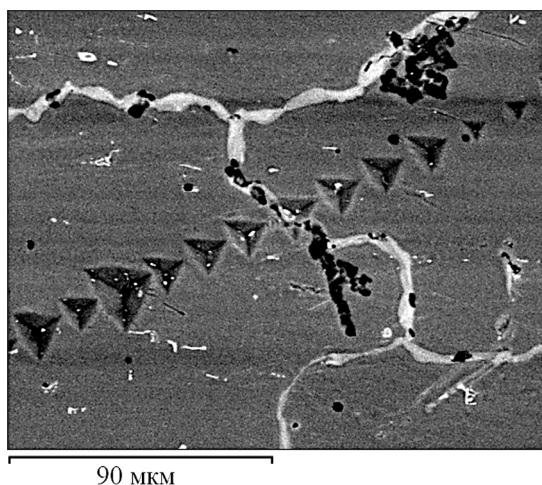


Рис. 8. Отпечатки индентора на АМг5

литературных источников факт, что механизм диффузии галлия в алюминий в основном связан с соотношением атомных радиусов: приближение размеров атомов Ga и Al способствует диффузии галлия по вакансиям алюминия. Поэтому моделирование динамики изменения атомной решетки алюминия проводили по вакансионному механизму. Математическое моделирование атомной решетки выполняли по программе VMD (Molecular Dynamics). Исходные данные: период кристаллической решетки, масса атома, потенциал парного взаимодействия атомов алюминия (для по-

строения решетки с определенными силами связи и для фиксирования изменения решетки под воздействием температуры). Результатом моделирования явились координаты атомов на каждом шаге. По разнице координат определялось смещение атомов. При этом не учитывались смещения без перескока (колебание атома вокруг узла). С помощью смещений, которые дают перескок, рассчитывался коэффициент диффузии. Рост числа перескоков атомов, дающих вклад в диффузию, объясняется большей активностью атомов с повышением температуры [6] (рис. 9). Коэффициенты

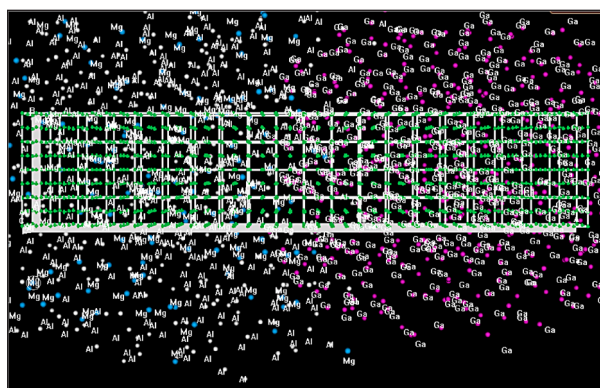


Рис. 9. Изменение кристаллической решетки сплава системы Al–Mg относительно исходной кубической при атомарном контакте с Ga в течение 10 пс при температуре 140 °C

диффузии составляли: $2,86E - 10 \text{ м}^2/\text{с}$ для 50°C ; $7,56E - 10 \text{ м}^2/\text{с}$ для 140°C и $4,74E - 9 \text{ м}^2/\text{с}$ для 250°C .

Экспериментальное моделирование зависимости толщины диффузионного слоя L от температурно-временной экспозиции подтвердило известную параболическую зависимость, связанную с коэффициентом диффузии и скоростью образования новых фаз (рис. 10).

С целью определения оптимальной температуры и времени нагрева, при которых структура диффузионного слоя сохранит свойства, была проведена повторная термообработка всех образцов в печи до 280°C в течение 10 ч. Установлено, что в образцах, полученных при 140°C пропуском тока, не наблюдается негативное изменение микроструктуры диффузионного слоя (рис. 11).

При испытании прочности на сдвиг (рис. 12, а) по ГОСТ 6996-66 образцов МИ-25 (тип XX, толщина материала $a = 6 \text{ мм}$, рабочая область $l = 125 \text{ мм}$, захват $h = 60 \text{ мм}$, нахлест $b = 40 \text{ мм}$) разрушающая нагрузка F составила 4710 Н. Напряжение сдвига $\tau \approx 2,94 \text{ МПа}$, что значительно превышает минимально требуемое по техническому заданию (0,2 МПа).

На фрактографии плоскости разрыва (рис. 13, б) видно, что произошло полное смачивание и схватывание соединяемых поверхностей с минимальным краевым эффектом (несмачивание), что согласуется с допустимой по техническому заданию суммарной площадью дефектов соединения (менее 10%).

Максимальное усилие разрушения G «против сдвига» при площади диффузионного нахлеста $15 \times 15 \text{ мм}^2$ со-

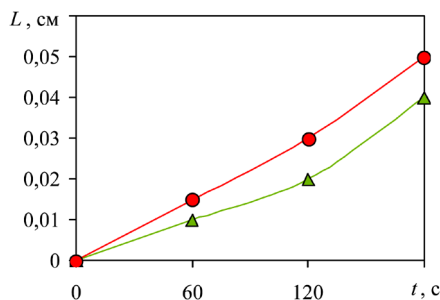


Рис. 10. Диаграммы зависимости толщины диффузионного слоя (слой новообразованных фаз) от времени нагрева до 140°C (\blacktriangle) и до 250°C (\bullet) при диффузии галлия в сплав АМг5

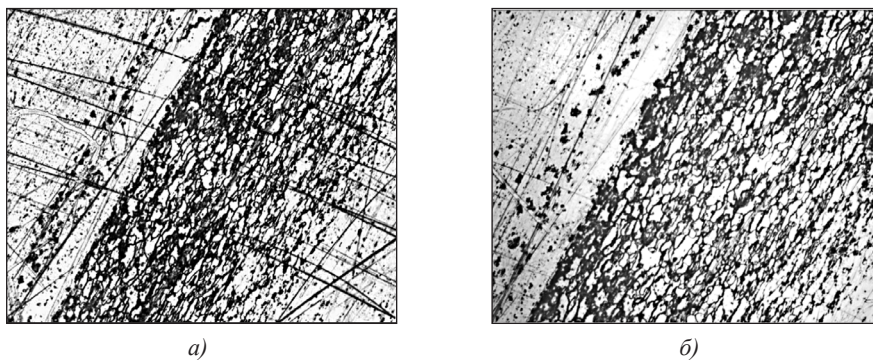


Рис. 11. Микроструктура диффузионной зоны АД1/АМг5 с широкой полигонизованной полосой на стороне АМг5 при температуре 140°C (а) и 250°C (б) ($\times 300$)

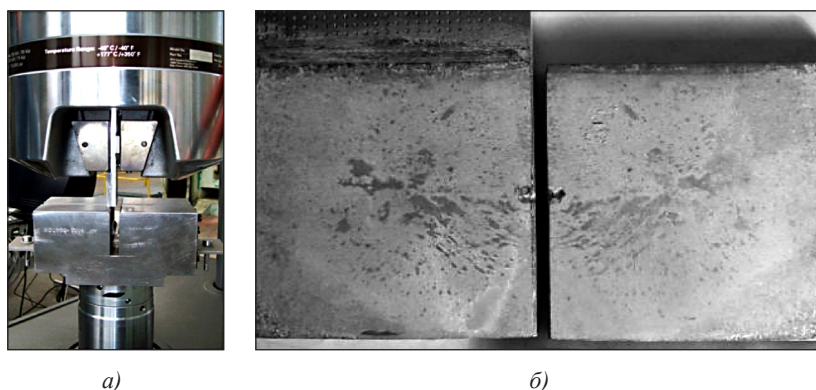


Рис.12. Испытание на сдвиг на разрывной сервогидравлической машине MTS (а) и фрактография образца после испытания (б)

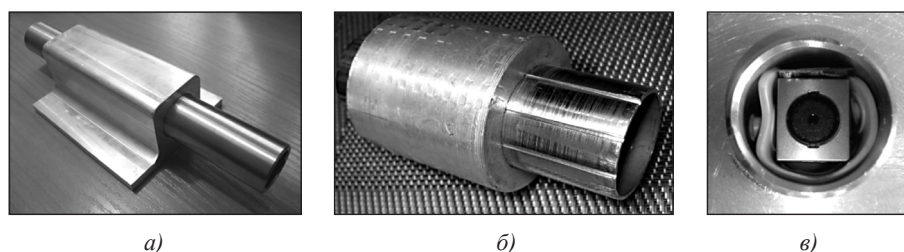


Рис.13. Модельные образцы диффузионного соединения сталь–алюминий

ставило 400 Н. Усилие на отрыв (максимальное усилие разрушения на единицу поверхности нахлеста) $\tau \approx 1,7$ МПа. Прочность на сдвиг кольцевых образцов 9...11 МПа.

Ниже представлены сравнительные данные испытания на сдвиг по ГОСТ 6996-66 образцов МИ-25 некоторых твердофазных соединений:

Материал	Напряжение сдвига, МПа
Алюминий–алюминий (холодная сварка сдвигом) [8]	14,00
Сталь–сталь (холодная сварка сдвигом) [8]	23,00
Алюминий–алюминий (клееное соединение), «Liquid metal» Fe1 WURN [7]	2,40
Алюминий–алюминий (клееное соединение), полимерный клей ABRO [7]	5,90

АМг5–АД1 (требуемое по ТЗ)	0,20
АМг5–галлий–АД1 (диффузионная сварка)	2,94

Следует отметить, что для сборки теплообменных систем применение металлических клеев на основе полимеров нерационально, поскольку коэффициент теплопроводности (способность к теплоотводу при 20 °С) у таких материалов на порядок меньше, чем у металлов.

В результате отработки твердофазной технологии соединения сталеалюминиевого узла при температуре 140 °С через слой-демпфер и слой-активатор были получены различные варианты сборки: по конусной поверхности (рис. 13, а) и с продольными пазами (рис. 13, б). Также была подана заявка на патент Украины на полезную модель № u 2011 10712, предлагающая проводить

соединение при нагреве током до 140 °С с одновременным закреплением (впайванием) элементов микроэлектроники, внешняя изоляция которых выполняется из диэлектрика с температурой плавления 135...140 °С (рис. 13, в).

ВЫВОДЫ

1. Проведенный комплекс теоретического и экспериментального модели-

рования параметров комбинированного диффузионного процесса позволил определить оптимальный режим для соединения биметаллических элементов через напыленный слой-демпфер и слой-активатор адгезии. Получены макетные образцы блока. 2. Разработанный комбинированный способ рекомендуется для соединения по замкнутым, сопрягающимся и цилиндрическим поверхностям.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] **Аввакумов, Е. Г.** Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механохимических технологий [Текст] : монография / под ред. Е. Г. Аввакумова // Интеграционные проекты. — Новосибирск : Изд-во СО РАН, 2009. — С. 300–338.
- [2] **Гринь, Ю. Н.** Галлиды [Текст] : справочник / Ю. Н. Гринь, Р. Е. Гладышевский. — М. : Металлургия, 1989. — С. 7–27.
- [3] **Ищенко, А. Я.** Микромеханические испытания свойств диффузионного соединения [Текст] / А. Я. Ищенко, Ю. А. Хохлова // Автоматическая сварка. — 2009. — № 1. — С. 44–47.
- [4] **Ищенко, А. Я.** Технологические особенности получения соединения из технического алюминия со сплавом АМг5 при активации соединяемых поверхностей расплавленным галлием [Текст] / А. Я. Ищенко, Ю. А. Хохлова, В. Е. Федорчук, М. А. Хохлов // Зб. наук. праць. — Миколаїв : НУК, 2010. — № 5 (434). — С. 68–74.
- [5] **Лихтман, В. И.** Физико-химическая механика металлов [Текст] / В. И. Лихтман, Е. Д. Шукин, П. А. Ребиндер // Адсорбционные явления в процессах деформации и разрушения металлов. — М., 1962. — 290 с.
- [6] **Полетаев, Г. М.** Вклады различных механизмов самодиффузии в ГЦК-металлах в условиях равновесия [Текст] / Г. М. Полетаев, М. Д. Старостенков // Физика твердого тела. — 2010. — Т. 52, вып. 6.
- [7] **Половников, А.** Тест холодных сварок [электронный ресурс] / А. Половников. — Режим доступа: <http://www.autodela.ru/main/top/test/svar>.
- [8] **Стройман, И. М.** Холодная сварка металлов [Текст] / И. М. Стройман. — Л. : Машиностроение, 1985. — 224 с.
- [9] **Тихомирова, О. И.** Влияние формы и размера частиц второго компонента на свойства галлиевых припоев [Текст] / О. И. Тихомирова, М. В. Пикунов // Порошковая металлургия. — № 12 (84). — 1969. — С. 51–56.
- [10] **Хохлова, Ю. А.** Особенности межзеренного массопереноса галлия в алюминиевом сплаве при твердофазной активации соединяемых поверхностей [Текст] / Ю. А. Хохлова, В. Е. Федорчук, М. А. Хохлов // Автоматическая сварка. — 2011. — № 3. — С. 19–22.
- [11] **Хохлова, Ю. А.** Наномасштабный эффект в диффузионных соединениях с галлием [Текст] / Ю. А. Хохлова, М. А. Хохлов // Сб. тез. междунар. конф. «Сварка и родственные процессы». — Николаев : НУК, 2009. — С. 111.