

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-11-294-44-50

*В. Н. Арисова, канд. техн. наук, Л. М. Гуревич, д-р техн. наук,
В. О. Харламов, канд. техн. наук, А. И. Богданов, канд. техн. наук*

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Волгоградский государственный технический университет, mv@vstu.ru

В работе приведены результаты исследований влияния термической обработки, обеспечивающей твердофазное и жидкофазное взаимодействие компонентов в полученном сваркой взрывом магниево-алюминиевом композите, на структуру, микромеханические свойства, химический и фазовый состав диффузионной зоны.

Ключевые слова: слоистый композиционный материал, структура, свойства, диффузия, жидкофазное взаимодействие, интерметаллиды, рентгеновский энергодисперсионный анализ, рентгеноструктурный фазовый анализ

V. N. Arisova, L. M. Gurevich, V. O. Kharlamov, A. I. Bogdanov

FEATURES OF STRUCTURE FORMATION IN THE JOIN ZONE OF EXPLOSION-WELDED MAGNESIUM-ALUMINUM COMPOSITE DURING HEAT TREATMENT

Volgograd State Technical University, mv@vstu.ru

The paper presents the results of studies of the influence of heat treatment, providing solid-phase and liquid-phase interaction of components in a magnesium-aluminum composite obtained by explosion welding, on the structure, micromechanical properties, chemical and phase composition of the diffusion zone.

Keywords: layered composite material, structure, properties, diffusion, liquid-phase interaction, intermetallics, X-ray energy-dispersive analysis, X-ray structural phase analysis

Комплексные технологические процессы, включающие сварку взрывом (СВ), прокатку и специальную термическую обработку (ТО), позволяют получать слоистые металло-интерметаллидные композиты (СМИК) многоцелевого назначения [1...3]. Эти материалы обладают специфической структурой в виде чередующихся по толщине сплошных основных и интерметаллидных слоев. В качестве основных слоев используются различные металлы из сочетаний Ti-Fe, Cu-Al, Mg-Al и др., способные за счет реактивной диффузии при нагревах образовывать интерметаллидные прослойки заданной толщины. Физические и механические характеристики материалов класса СМИК существенно определяются объемной долей и свойствами выращенных в них диффузионных прослоек.

Накопленный научный и экспериментальный задел [1, 3...5] позволяет отнести к

числу перспективных СМИК системы магний – алюминий.

Однако отсутствие систематических исследований по влиянию термообработки на микромеханические свойства и кинетику диффузионного взаимодействия в магниево-алюминиевых композитах (КМ) затрудняет научно обоснованное назначение температурно-временных режимов рабочих операций технологического процесса получения СМИК. Поэтому были проведены эксперименты по термической обработке (ТО), в ходе которых исследовалось поведение биметаллических магниево-алюминиевых композитов при различных температурно-временных условиях, что позволит получить заданный уровень механических, эксплуатационных свойств и нужную микроструктуру отдельных слоев, соответствующих условиям работы КМ.

Выбор оптимальных режимов ТО КМ базируется на рекомендациях для использу-

мых однородных металлов, но должен учитывать особенности исследуемого (или создаваемого) композиционного материала, а именно:

а) различия в физико-механических свойствах составляющих композита (в первую очередь температур плавления и рекристаллизации) могут приводить к тому, что нагрев при оптимальной температуре для одного из металлов резко ухудшает микроструктуру более легкоплавкой составляющей композита (например, интенсивный рост зерна), либо приводит к ее оплавлению;

б) различия в термических коэффициентах линейного расширения составляющих способствуют образованию термических напряжений при нагреве и охлаждении, короблению (термодеформации) или расслаиванию композиционной заготовки;

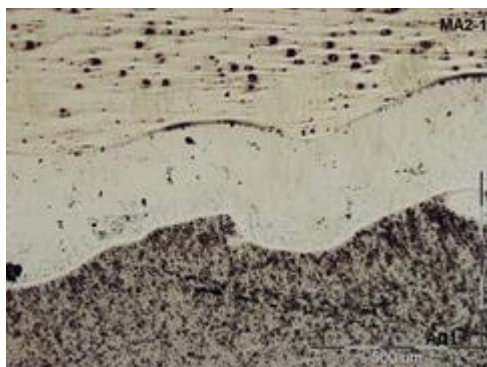
в) диффузионные процессы на границах раздела разнородных металлов и сплавов являются причиной появления хрупких диффузионных прослоек и ухудшения прочностных характеристик КМ.

В [4] приведены результаты исследований структуры и свойств магниево-алюминиевого композита МА2-1+АД1 после сварки взрывом и последующей ТО при температуре 400°C и различных временах выдержки от 1 до 100 часов. Было установлено, что в зоне соединения вследствие твердофазного взаимодействия компонентов про-

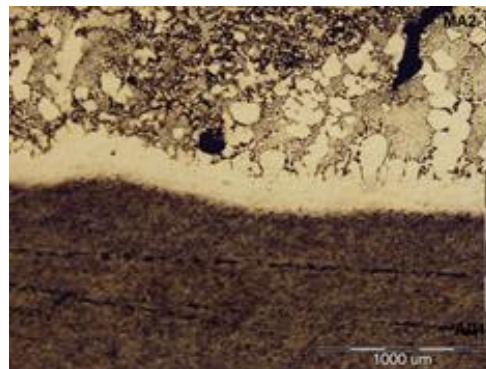
исходило формирование и рост диффузионной прослойки толщиной до 600-700 мкм при времени выдержки 100 часов. Фазовый состав диффузионной прослойки: Mg_2Al_3 , $Al_{12}Mg_{17}$, Mg_3Al_2 , при этом твердость составляла со стороны алюминия 2,5-3,0 ГПа, а со стороны магния 1,0-1,5 ГПа. Рост диффузионной прослойки при временах выдержки до 50 часов происходил, в основном, вглубь АД1, а при времени выдержки 100 часов идет и в МА2-1 формирование диффузионной прослойки (до 0,12 мм), состоящей из твердого раствора $Mg(Al)$ и интерметаллидов Mg_2Al_3 , Mg_3Al_2 , $Al_{12}Mg_{17}$.

Основным недостатком технологических процессов получения СММК, сдерживающим широкое применение этого класса материалов, является длительность процесса ТО вследствие низких скоростей реактивной диффузии даже вблизи температуры плавления легкоплавкого компонента КМ. Одним из путей решения этой проблемы является исследование кинетики формирования интерметаллидных слоев при взаимодействии твердого более тугоплавкого слоя КМ с расплавом, возникающем выше точки солидуса более легкоплавкого компонента или за счет контактного плавления.

Целью данной работы являлось исследование структурообразования реакционной зоны магниево-алюминиевого композита при температурах, обеспечивающих проте-



а



б

Рис. 1. Микроструктура композиционного материала МА2-1 (снизу)-АД1(сверху) после: нагрева и выдержки при 450 °С:

а – 1 ч; б – 4 ч

кания контактного плавления на границе слоев.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на образцах сваренного взрывом биметалла алюминий АД1 + магниевый сплав МА2-1 (2 + 2 мм). Отжиг биметалла АД1+МА2-1 осуществляли в печи СНОЛ-1.6.2.51/11-ИЗ при температуре 450°C и временах выдержки от 1 до 4 ч. Избранная температура ТО допускала протекание контактного плавления только за счет одного из трех эвтектических равновесий, имеющих на диаграмме двойных сплавов алюминий-магний: $L \leftrightarrow Mg(Al) + Al_{12}Mg_{17}$ при температуре 438 °C [6]. Для исключения окисления составляющих композита ТО образцов проводили в обмазке (жидкое стекло + тальк). Металлографические исследования осуществляли на микроскопе «Olympus VX-61». Микротвёрдость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-ЗМ под нагрузкой 0,2 - 1 Н. С помощью рентгеновского энергодисперсионного анализа проводили химический анализ диффузионной зоны на растровом двухлучевом электронно-ионном микроскопе системы Versa 3D. Для определения фазового состава СМИК проводили рентгеноструктурный анализ поверхности, сформировавшейся при механическом разрушении по интерметаллидной прослойке, на дифрактометре BRUKER D8 ADVANSE ECO (Германия) в медном $K\alpha$ - излучении с Ni фильтром. Идентификацию фаз

осуществляли с помощью программы "DIFRACT EVA", использующей лицензионную базу данных ICDD PDF-2.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены микроструктуры зоны соединения алюминиево-магниевого композита после термообработки при 450 °C и временах выдержки 1 ч (рис.1, а) и 4 ч (рис.1, б). Повышение температуры ТО до 450 °C по сравнению с ТО при 400 °C приводит к росту толщины интерметаллидной прослойки до 100 мкм при выдержке 1 ч и до 1600 мкм при 4 ч. Металлографический анализ показал, что при выдержке 1 ч происходит только твердофазное взаимодействие компонентов и рост диффузионной прослойки направлен преимущественно в сторону алюминия. С увеличением времени выдержки до 4 часов происходило контактное плавление в зоне соединения алюминиевого и магниевого слоев и трансформации структуры с образованием реакционной эвтектической зоны толщиной 1750 мкм (рис.1 а, б), одновременно имело место образование диффузионной зоны до 100 мкм в алюминии.

Микротвердость реакционной зоны, сформировавшейся в исследованном диапазоне времени ТО 1 – 4 ч, составляет 2,25 ГПа. Энергодисперсионный анализ реакционной зоны показал (рис. 2), что после ТО при 450 °C в течении 1 ч можно выделить следующие зоны:

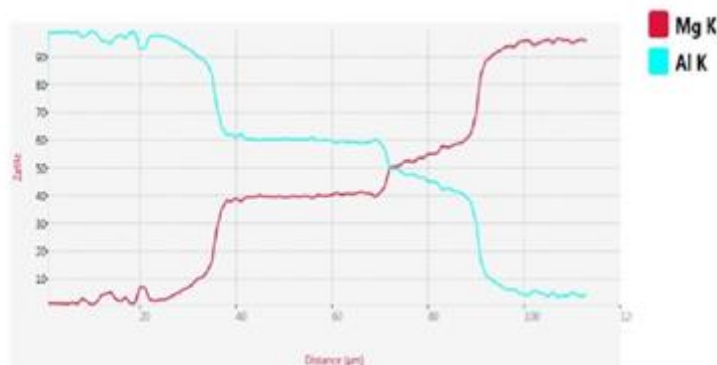
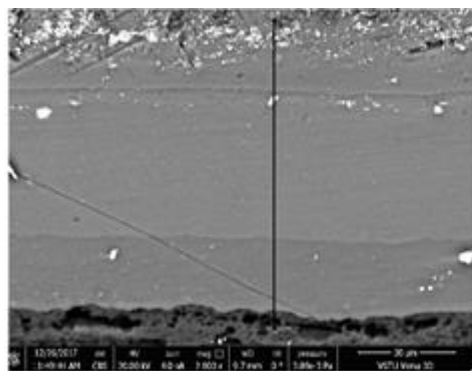


Рис. 2. Структура и РЭМ изображение композита после ТО 450 °C, 1 ч

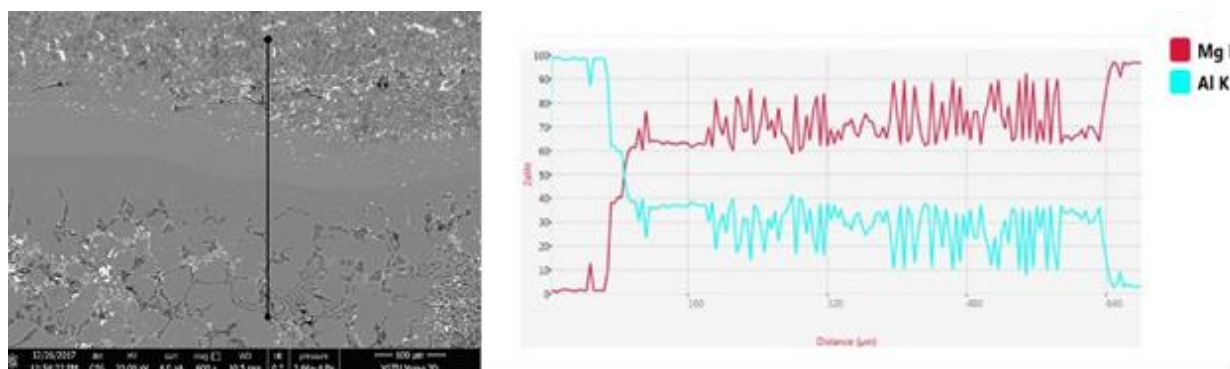


Рис. 3. Структура и РЭМ изображение композита после Т0 450 °С, 4 ч

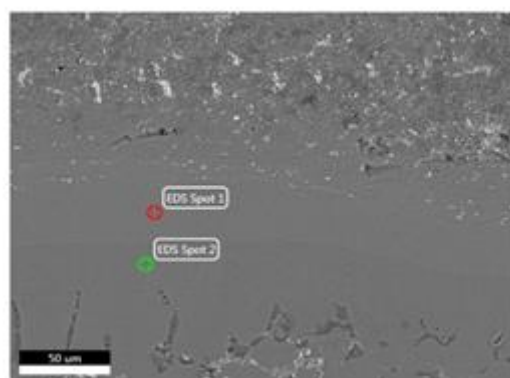


Рис. 4. Микроструктура диффузионной прослойки, прилегающей к АД-1, с нанесением точек, в которых определялся химический состав

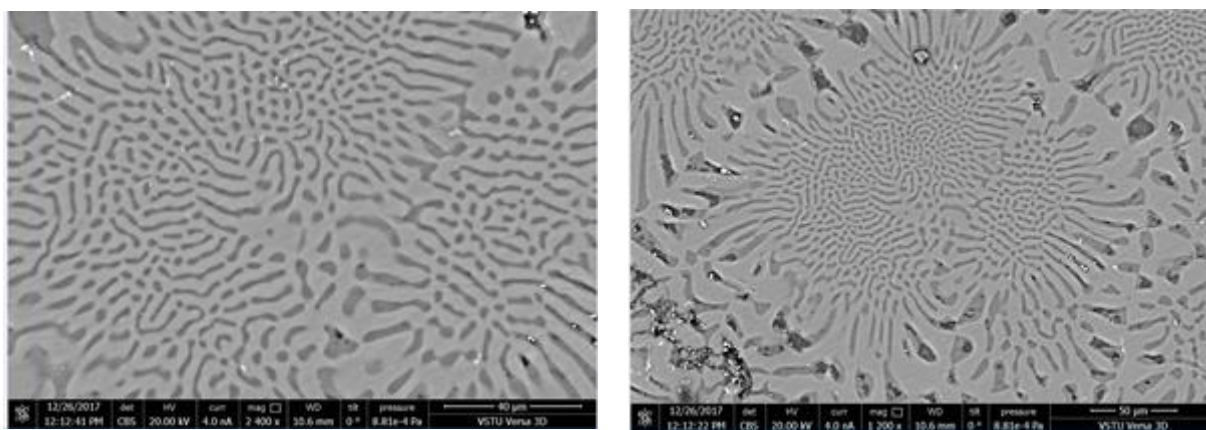


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение закристаллизовавшейся зоны

– прослойка, примыкающая к слою АД1, с изменяющейся концентрацией магния от 0 до ≈ 15 ат.%, фазовый состав которой должен соответствовать твердому раствору $\alpha\text{-Al(Mg)}$ переменной концентрации при температуре Т0 и, вследствие снижения растворимости при охлаждения, $\alpha + \text{Al}_3\text{Mg}_2$ при комнатной температуре;

– прослойка с практически постоянным содержанием 60 ат.% Al и 40 ат.% Mg, что соответствует интерметаллиду Al_3Mg_2 ;

– прослойка с изменяющейся концентрацией магния от 50 до ≈ 60 ат.%, фазовый состав которой должен соответствовать бертолиду $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ как при температуре Т0 так и после охлаждения;

– прослойка, примыкающая к слою МА2-1, с изменяющейся концентрацией магния от 90 до 100 ат.%, фазовый состав которой должен соответствовать твердому раствору $Mg(Al)$ переменной концентрации при температуре ТО и, вследствие снижения растворимости, $Mg(Al) + Al_{12}Mg_{17}$ после охлаждения.

элементов по сечению композита представлено на рис. 3.

Химический состав прилегающей к алюминию прослойки 1 (точка 1), содержащей 40 ат.% Mg и 60 ат.% Al, соответствует при температурах ТО и нормальной температуре интерметаллиду Al_3Mg_2 , а прослойки 2 (точ-

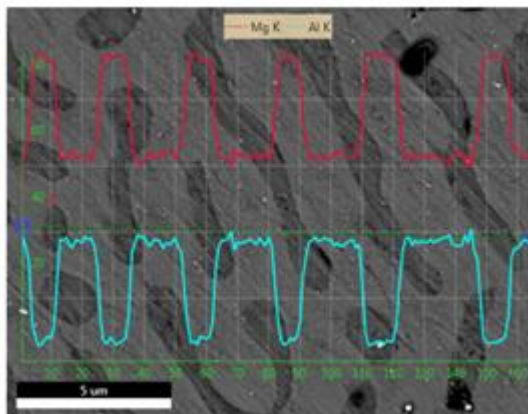


Рис. 6. Распределение химических элементов по сечению закристаллизовавшейся области

После выдержки в течение 4 ч реакционная зона состоит из нескольких различающихся по морфологии областей: примыкающие к АД1 две тонкие прослойки (прослойка 1 толщиной 300 мкм с твердостью 1,5-2,0 ГПа, прослойка 2 толщиной 200 мкм с твердостью 1,9-2,2 ГПа), закристаллизовавшаяся область 3 (толщина 1000-1100 мкм с твердостью 1,6-2,2 ГПа) и диффузионная прослойка, примыкающая к МА2-1 толщиной 100 мкм. Распределение химических

ка 2) с 55,3 ат.% Mg и 44,7 ат.% Al, соответствует интерметаллиду $Mg_{12}Al_{17}$, (рис. 4).

На рис. 6 показано распределение химических элементов по эвтектической литой зоне с чередующимися слоями при температуре окончания кристаллизации твердого раствора $Mg(Al)$ – темная зона и интерметаллида $Mg_{17}Al_{12}$ – светлая зона. В процесс последующего охлаждения вследствие снижения растворимости Al в $Mg(Al)$ должно протекать дисперсионное твердение с вы-

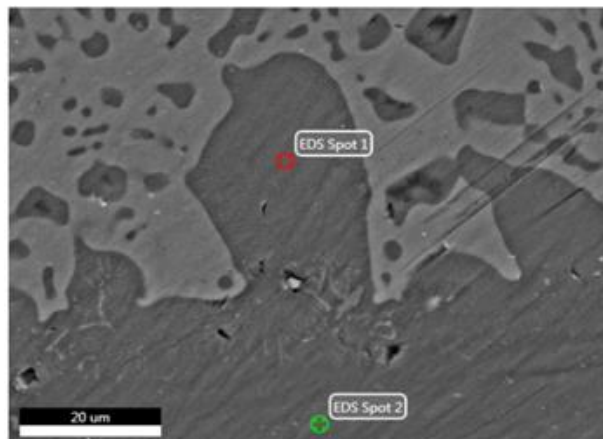
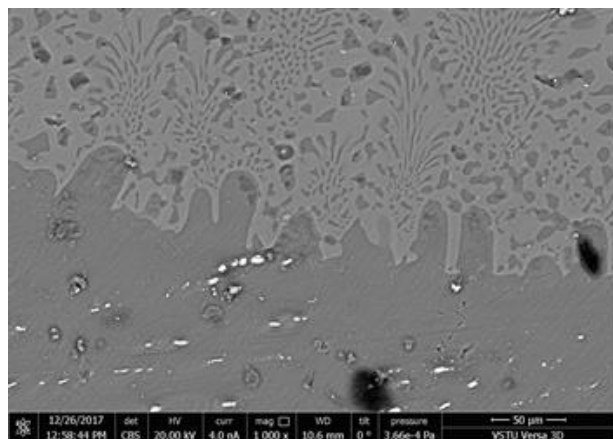


Рис. 7. Структура диффузионной прослойки между закристаллизовавшейся областью и МА2-1 после ТО при 450°C, 4 ч

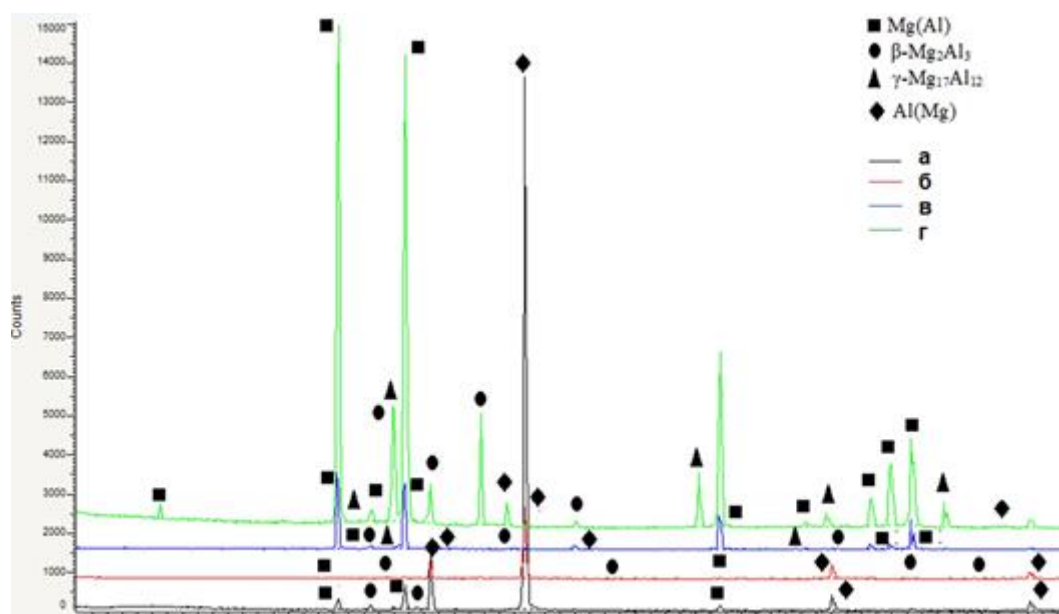


Рис. 8. Дифрактограммы поверхности разрушении интерметаллидной прослойки после Т0 450 °С:
а – 1 ч, б – 4 ч

делением вторичного $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$.

Граница между примыкающей к МА2-1 диффузионной прослойки и закристаллизовавшейся областью (рис. 7) имеет сложный изрезанный профиль, возникновение которого связано с различной скоростью растворения центральных и приграничных участков зерен $\text{Mg}(\text{Al})$ в расплаве эвтектического состава. Химический состав этой диффузионной прослойки неоднороден: в точке (1), находящемся в зерне, имеющем протяженную границу с расплавом эвтектического состава, содержится 40 ат.% Mg и 60 ат.% Al , а в составе точки (2), удаленной от границы с расплавом при температуре Т0, - 55 ат.% Mg и 45 ат.% Al , что соответствует интерметаллидам Al_3Mg_2 и $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, соответственно. Формирование этих слоев за счет граничных и транспортных процессов диффузии алюминия из расплава эвтектического состава в МА2-1 маловероятно, так как концентрация алюминия в нем ниже, чем в сформировавшихся интерметаллидных прослойках. Вероятно, эти слои сформировались в процессе твердофазного взаимодействия t_0 до начала контактного плавления, а затем частично

растворялись или фрагментизировались после возникновения расплава.

Рентгеноструктурным анализом поверхности механического разрушения по интерметаллидной прослойке, сформировавшейся в процессе Т0 при 450 °С и выдержке в интервале температур 1 – 4 ч, идентифицированы фазы Al_3Mg_2 и $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$, что хорошо коррелирует с результатами энергодисперсионного химического анализа. Количественное содержание фазы $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$ возрастает с увеличением времени выдержки от 1 до 4 часов с 5 до 40%, $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ с 3 до 29 % (рис. 8).

Выводы

1. Установлено, что термическая обработка при 450 °С и временах выдержки 1-4 ч существенно интенсифицирует диффузионные процессы, по сравнению с термообработкой при 400 °С, но структура сформировавшейся реакционной зоны качественно аналогична возникающей при твердофазном взаимодействии. Увеличение выдержки до 4 ч формирует реакционную зону толщиной до 1600-1700 мкм вследствие контак-

ного плавления на линии соединения основных слоев КМ.

2. Показано, что реакционная зона, полученная в результате контактного плавления, состоит из нескольких областей: двух диффузионных прослоек, примыкающих к алюминиевому слою, состоящих из интерметаллидов Al_3Mg_2 и $Mg_{17}Al_{12}$, закристаллизовавшегося расплава эвтектического состава с зернистой и пластинчатой структурами, состоящей из $Mg(Al)$ и $Mg_{17}Al_{12}$.

Библиографический список

1. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун // Металлургиздат, 2004. – 230 с.
2. Трыков, Ю. П. Композиционные переходники: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК "Политехник", 2007. – 328 с.
3. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композициях: Монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.
4. Влияние термической обработки на механические свойства и фазовый состав магниево-алюминиевого композита, полученного сваркой взрывом. / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, И. А. Пономарева, А. Е. Кондаков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – №5 (719). – С. 47–50.
5. Формирование интерметаллидной зоны на границе двух- и трёхслойного магниево-алюминиевого композита / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, И. А. Пономарева, Д. В. Щербин // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – Волгоград, 2016. – № 15 (194). – С. 11-15.
6. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под общей редакцией Лякишева; т.1, – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.