

СРАВНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ФРИКЦИОННЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АМГ2, СОДЕРЖАЩИХ НАНОРАЗМЕРНЫЕ ЧАСТИЦЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ГРАФИТА И ОКСИДА АЛЮМИНИЯ
COMPARISON OF MECHANICAL AND FRICTION PROPERTIES OF COMPOSITE MATERIALS BASED ON AMG2 CONTAINING NANO-DIMENSIONAL PARTICLES OF CRYSTALLINE GRAPHITE AND ALUMINUM OXIDE

Аборкин А.В., Бабин Д.М., Соболев А.В.

Aborkin A.V., Babin D.M., Sobol'kov A.V.

РФ, Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, aborkin@vlsu.ru

Методом механического синтеза в планетарной шаровой мельнице получены композиционные порошки на основе сплава АМг2, содержащие 1 вес. % наноразмерных частиц кристаллического графита и γ - Al_2O_3 . Проведен сравнительный анализ плотности, микротвердости, предела прочности на сжатие и коэффициента трения объемных композиционных материалов полученных спеканием под давлением синтезированных порошков.

Using the method of mechanical synthesis in a planetary ball mill, composite powders based on AMg2 containing 1 wt. % Of nano-sized particles of crystalline graphite and γ - Al_2O_3 . A comparative analysis of the density, microhardness, compressive strength and friction coefficient of bulk composite materials obtained by sintering under the pressure of synthesized powders is carried out.

В первом случае, исходная шихта представляла собой гранулы глобулярной формы диаметром 1-2 мм из алюминиевого сплава АМг2 с добавлением 1 вес. % порошка графита (средний размер частиц менее 30 мкм). Во втором случае, матричный материал оставался тем же, а в качестве наполнителя использовали 1 вес. % нановолокон γ - Al_2O_3 (диаметр 10-40 нм).

Механическая обработка исходной шихты была проведена в шаровой планетарной мельнице FRITSCHPULVERISETTE 6 с применением поверхностно активных веществ (стеариновая кислота 1 вес.%). Для размолва использовали стальные шары диаметром 8 мм при соотношении массы загружаемых компонентов к массе мелящих тел 1:15. Обработку проводили при частоте вращения $\omega=600$ об/мин в течении 6 часов.

Гранулометрический состав полученных порошков определяли на приборе Микросайзер-201С. Предварительно порошки были просеяны через сито с размером ячейки 300 мкм. Результаты исследований гранулометрического состава показывают, что не смотря на тип наполнителя, средний размер формируемых частиц достаточно близок и составляет 59.2 мкм при использовании 1 вес. % графита и 61.3 мкм при 1 вес. % нановолокон γ - Al_2O_3 .

Изучение морфологии полученных порошков проводили с помощью автоэмиссионного сканирующего электронного микроскопа сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55. На рис. 1 представлены СЭМ-изображения синтезированных порошков.

Консолидацию полученных порошков проводили методом спекания под давлением при температуре 300°C, давлении 450 МПа и выдержке под давлением 5 минут. В результате были получены образцы диаметром 5 мм и высотой 5 мм. Измерение плотности прессовок проводили методом гидростатического взвешивания. Установлено, что композиционные материалы, содержащее графит имели плотность $\sim 2548 \pm 99$ кг/м³, а γ - Al_2O_3 - 2448 ± 108 кг/м³.

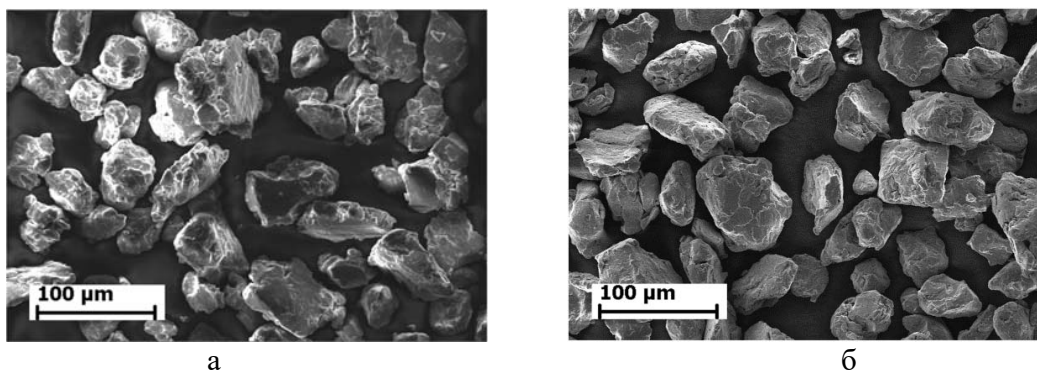


Рис. 1. СЭМ-изображения механически синтезированных порошков: а – AMg2+1 вес.% графит; б - AMg2+1 вес.% γ -Al₂O₃

Изучение тонкой структуры проводили помощью просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEM-2010. На рис. 2 представлены ПЭМВР-изображения, характеризующие тонкую структуру полученных прессовок.

Анализ полученных ПЭМВР-изображений показывает, что в процессе механического размола происходит механическое расщепление микроразмерных частиц графита с образованием частиц размером менее 50 нм. Также происходит деструкция нановолокон γ -Al₂O₃, при этом формируются частицы длиной от 10 до 50 нм.

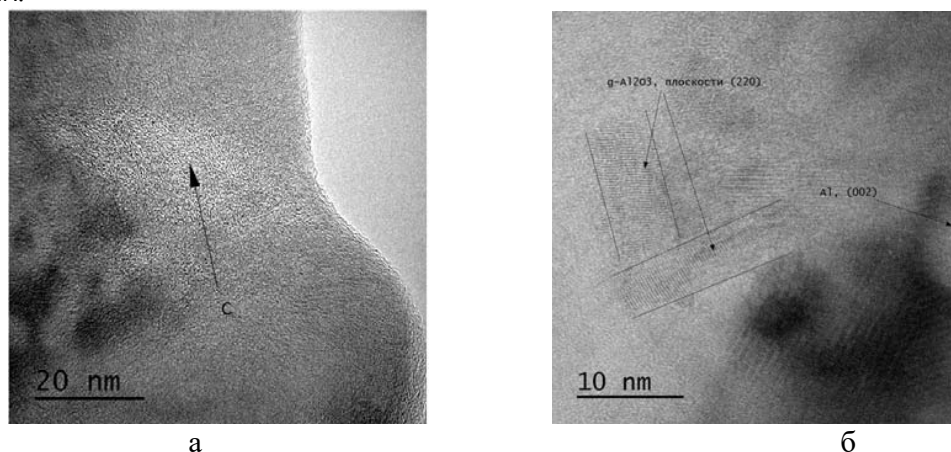


Рис. 2. ПЭМВР-изображения консолидированных образцов: а – AMg2+1 вес.% графит; б - AMg2+1 вес.% γ -Al₂O₃

Микротвердость образцов измеряли методом Виккерса с помощью микротвердомера Shimadzu HMV-2 при нагрузке на индентор 10 Н и выдержке 12 с. Сравнительный анализ полученных значений микротвердости показывает, что микротвердость композиционных материалов, содержащих γ -Al₂O₃ на 12% выше, чем микротвердость образцов, наполненных графитом, и составляет 1872±207 МПа.

Фрикционные свойства полученных образцов определяли на трибометре CSM Instruments в условиях сухого трения при контактом взаимодействии с диском из термообработанной стали 4X5МФС. При испытаниях использовали схему штифт-диск. Нагрузка составила 5 Н, длина пути трения 200 м. Образцам, содержащим графит, соответствовал более низкий коэффициент трения 0.39. Использование в качестве наполнителя γ -Al₂O₃ вело к повышению коэффициента трения до 0.42.

Предел прочности на сжатие полученных образцов определяли с помощью машины для механических испытаний WDW-100E. В результате испытаний установлено, что образцам содержащим графит соответствует предел прочности на сжатие 649 МПа, а образцам наполненным γ -Al₂O₃ – 582 МПа.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта 15-08-08032 а.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ГЕТЕРОГЕННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМ АМГ6+0.3%С60+АL2O3 И АМГ6+0.3%С60+АLН
INFLUENCE OF TEMPERATURE ON THE EFFICIENCY OF GAS DYNAMIC SPRAYING AND STRUCTURAL PHASE COMPOSITION OF HETEROGENEOUS COATINGS OF АМГ6 + 0.3% С60 + АL2O3 AND АМГ6 + 0.3% С60 + АLН

Аборкин А.В.¹, Соболев А.В.¹, Архипов В.Е.², Евдокимов И.А.³

Aborkin A.V., Sobol'kov A.V., Arkhipov V.E., Evdokimov I.A.

1 - РФ, Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, aborkin@vlsu.ru

2 - РФ, Институт машиноведения РАН

3 - РФ, Технологический институт сверхтвердых и новых углеродных материалов

Методом холодного газодинамического напыления механически синтезированных порошков систем АМг6+0.3%С60+АL2O3 и АМг6+0.3%С60+АLН получены гетерогенные покрытия. Изучено влияние температуры и содержания керамических частиц в порошке на эффективность напыления покрытия на подложки из стали. Представлены результаты рентгеноструктурного анализа полученных гетерогенных покрытий.

The heterogeneous coatings were obtained by cold gas-dynamic spraying of mechanically synthesized powders of АМг6 + 0.3% С60 + АL2O3 and АМг6 + 0.3% С60 + АLН systems. The effect of the temperature and the content of ceramic particles in the powder on the efficiency of coating deposition on steel substrates was studied. The results of X-ray diffraction analysis of the heterogeneous coatings obtained are presented.

В данной работе, использован подход к «конструированию» новых материалов при котором гетерогенный материал представляет собой двухуровневой систему. Структура гетерогенных материалов состоит из двух подструктур: наноконпозиционной структуры, присущей матричному материалу (АМг6/С60), и композиционной микроструктуры, характерной для материала в целом (АМг6/ С60 + АL2O3 или АLН).

Порошок для холодного газодинамического напыления был получен методом механического синтеза в шаровой планетарной мельнице за два технологических передела. На первом переделе был получен наноконпозиционный порошок АМг6/С60. На втором переделе к полученному наноконпозиционному порошку добавляли 10, 25, 30, 35, 50, и 70 вес.% α-АL2O3 или АLН (здесь и далее указано содержание керамических частиц в порошке) и продолжали обработку.

В результате были получены порошки, представляющие собой механическую смесь, состоящую из агломератов и частиц АL2O3 или АLН. Агломераты представляют собой частицы наноконпозиционного матричного материала, содержащего С60 и внедренные в них, а также расположенными на поверхности частицами АL2O3 или АLН.

Полученные порошки напыляли на подложки из листа Ст08кп. Для напыления использовали установку холодного газодинамического напыления ДИМЕТ-404. Режим напыления – стационарный (напыление в точку) при температуре потока воздуха 270°C и 450°C расстояние от среза сопла до поверхности подложки 10 мм, время экспозиции 15 секунд. Эффективность напыления покрытия определяли по величине прироста покрытия, которую вычисляли как разность массы подложек до и после холодного газодинамического напыления.

На рис. 1 представлена данные, отражающие влияние температуры напыления и типа керамических частиц в порошковой смеси на эффективность холодного газодинамического напыления покрытия.

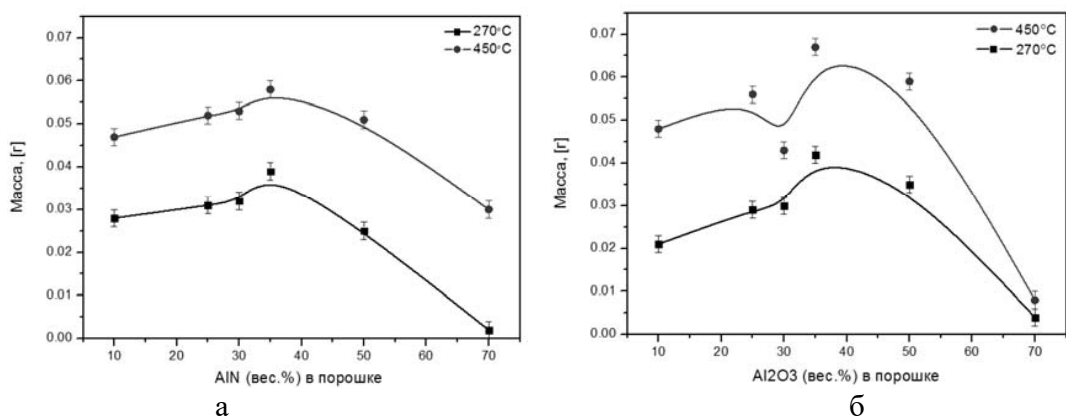


Рис. 1. Влияние температуры на эффективность газодинамического напыления покрытий: а – АМг6 + 0.3% С₆₀ + АlN; б – АМг6 + 0.3% С₆₀ + Аl₂О₃

Анализ полученных результатов показывает, что температура оказывает значительное влияние на эффективность напыления в не зависимости от типа керамических частиц. Так, например, для порошковой смеси АМг6 + 0.3% С₆₀ + АlN увеличение температуры с 270°С до 450°С повышает эффективность напыления в ~1,7 раза. Также нужно отметить, что использование в качестве керамической добавки частиц АlN, позволяет добиться хорошей эффективности напыления порошковых смесей с высоким содержанием керамических частиц (70%) при температуре 450°С, в то время как добавки Аl₂О₃ не позволяют этого сделать. Наибольшая эффективность напыления, в проведенных опытах, в не зависимости от типа керамических частиц достигается при 30-35 вес.% керамических частиц в порошковой смеси. Дальнейшее увеличение содержания керамических частиц ведет к снижению эффективности холодного газодинамического напыления.

Результаты рентгеноструктурного анализа покрытий АМг6 + 0.3% С₆₀ + 35%АlN и АМг6 + 0.3% С₆₀ + 35%Аl₂О₃, полученных при температуре 270°С и 450°С представлены на рис. 2.

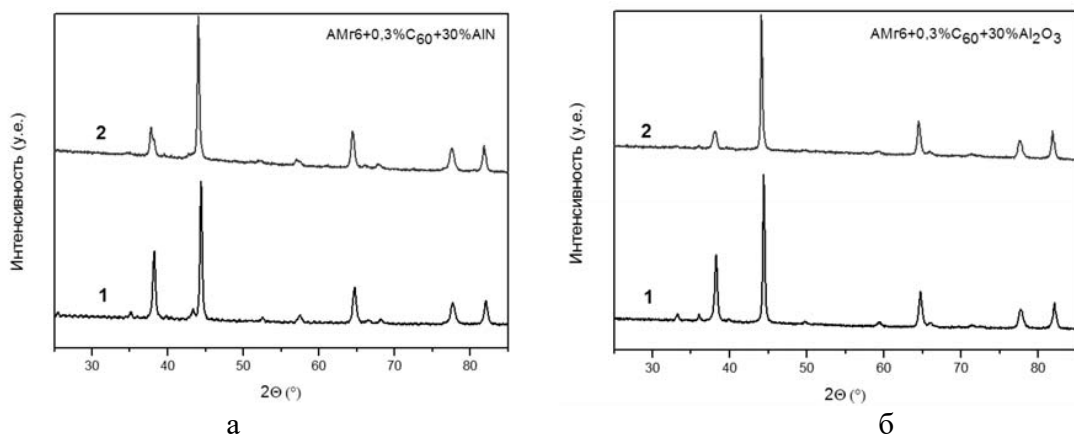


Рис. 2. Рентгеноструктурный анализ гетерогенных покрытий а – АМг6 + 0.3% С₆₀ + АlN; б – АМг6 + 0.3% С₆₀ + Аl₂О₃. Цифрами обозначены: 1 – температура напыления 270°С; 2 – температура напыления 450°С

Анализ результатов рентгеноструктурных исследований гетерогенных покрытий полученных при температуре 270°С и 450°С, выполненный на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance, показывает, что дифрактограммы имеют качественно схожий характер. Температура напыления не оказывает влияния на фазовый состав формируемых гетерогенных покрытий. В тоже время отмечено изменение полуширин пиков, соответствующих матричному материалу при повышении температуры напыления, что свидетельствует об изменении размеров областей когерентного рассеяния покрытий.

ИЗНОСОСТОЙКИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, АРМИРОВАННЫЕ СВЕРХУПРУГИМИ СВЕРХТВЕРДЫМИ УГЛЕРОДНЫМИ ЧАСТИЦАМИ, ПОЛУЧЕННЫМИ ИЗ ФУЛЛЕРЕНОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ
WEAR-RESISTANT METAL-MATRIX COMPOSITE MATERIALS REINFORCED WITH SUPERELASTIC SUPERHARD CARBON PARTICLES DERIVED FROM FULLERENES UNDER PRESSURE

Ушакова И.Н.¹, Черногорова О.П.¹, Дроздова Е.И.¹, Лукин Е.И.¹, В. Буайо²

Ushakova I.N.¹, Chernogorova O.P.¹, Drozdova E.I.¹, Lukin E.I.¹, Boillot V.²

*1 - Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
ushakovairaida@yandex.ru*

2 - Россия, Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана

В работе использован новый метод создания суперизносостойких металломатричных композиционных материалов (КМ), в которых армирующими частицами являются продукты превращения фуллеренов под давлением. Эти частицы обладают уникальным сочетанием высокой твердости и сверхупругости. Такая комбинация свойств является оптимальной для обеспечения высокой износостойкости и низкого коэффициента трения материала.

A new method is used to create super wear-resistant metal-matrix composite materials (CM) reinforced by the particles produced from fullerenes under pressure. The reinforcing particles are characterized by a unique combination of high hardness and superelasticity. Such combination of properties is optimal for the realization of high wear resistance and low friction coefficient of the material.

При разработке новых материалов исследованы структура и физико-механические свойства армирующих частиц, трибологические свойства и износостойкость КМ в зависимости от состава матричного порошка (Fe, Co, Cu, Ag, Ti и др.), состава исходных фуллеритов (C₆₀, C₇₀, C_{60/70}), и параметров синтеза КМ: температуры (800-1500°C) и давления (3-8 ГПа). Эти исследования проведены методами рентгеноструктурного анализа, спектроскопии комбинационного рассеяния, оптической микроскопии, высокоразрешающей сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, микроиндентирования композиционных материалов, а также с помощью испытаний на износостойкость и трибологические характеристики.

Установлено, структура сверхупругих твердых углеродных частиц состоит из наноразмерных пакетов графеновых плоскостей со средним значением межслоевого расстояния 3,6-3,9 Å. Частицы характеризуются высоким упругим восстановлением при индентировании (85-95%), высокой микротвердостью до 40 ГПа, модулем Юнга до 250 ГПа. Результаты по измерению трещиностойкости сверхупругих твердых частиц показывают их способность выдерживать большие контактные нагрузки без большой остаточной деформации и без распространения разрушения за пределы области контакта. Установлено, что высокотемпературная термическая обработка сверхупругой твердой фазы (нагрев до 1000°C) несколько снижает ее твердость (до 7-11 ГПа) но при этом сохраняется высокая степень упругого восстановления (до 95%).

Для всех исследованных металлов армирование сверхупругим твердым углеродом многократно (в 4 – 140 раз) повышает сопротивление абразивному изнашиванию. При разных схемах трибологических испытаний коэффициент трения композиционных материалов снижается в 5-6 раз по сравнению с характеристиками матричного металла.

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ДИСПЕРСНО-УПРОЧЕННОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА
ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ.
DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY OF RECEIVING THE DISPERSE STRENGTHENED COMPOSITION MATERIAL ON THE BASIS
OF ALUMINUM.**

Чернышов Е.А.¹, Романов А.Д.¹, Романова Е.А.¹, Мыльников В.В.²

Chernyshov E. A.¹, Romanov A. D.¹, Romanova E.A.¹, Mylnikov V. V.²

Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,

Нижегородский архитектурно-строительный университет

nil_st@nntu.ru

Аннотация: Предложена новая технология создания дисперсно-упроченного композиционного материала на основе алюминия, получаемого путем продувки расплава алюминия кислород содержащим газом. Приведен оценочный расчет стоимости получения композиционного материала. Ожидается, что разрабатываемая технология позволит снизить стоимость получения дисперсно-упроченного композиционного материала.

Abstract: The new technology of creation of the disperse strengthened composition material on the basis of the aluminum received by an aluminum fusion purge oxygen by the containing gas is offered. Evaluation calculation of cost of receiving composition material is given. It is expected that the developed technology will allow to reduce the cost of receiving the disperse strengthened composition material.

Развитие техники требует разработки новых материалов различного функционального назначения и технологий их получения, так как в настоящее время традиционные материалы уже не в полной мере могут удовлетворить новые запросы конструкторов. Применение композиционных материалов обеспечивает качественный скачок в увеличении мощности двигателей, энергетических и транспортных установок, уменьшении массы машин и приборов [1 - 3]. Отличительной особенностью дисперсно упроченных материалов (ДУКМ) является искусственный ввод в расплав упрочнителей. В качестве упрочняющей фазы используют дисперсные частицы оксидов, карбидов, нитридов и других тугоплавких соединений, которые должны быть распределены на заданном расстоянии одна от другой в объеме литой заготовки будущей детали [3 - 11].

Однако высокая стоимость исходных порошковых материалов для получения ДУКМ является существенным сдерживающим фактором для широкого внедрения изделий из композиционных материалов.

Для снижения стоимости получения ДУКМ в НГТУ им. Р.Е. Алексеева разрабатывается технология, которая основана на процессе взаимодействия расплава алюминия с кислородом. Данная технология основана на результатах экспериментов по созданию воздухонезависимой энергетической установки на основе высокометаллизированного безгазового топлива [12].

Для проведения экспериментов по созданию дисперсно-упроченного материала был спроектирован и изготовлен стенд для получения и разливки сплава заданного состава. В ходе экспериментальных работ в качестве матричного материала использовался первичный алюминий (примеси, в основном Fe и Si) для исключения влияния легирующих добавок и изучения упрочнения композита только за счет частиц упрочняющей фазы. Эксперименты проводились в цилиндрических тиглях со следующими размерами: диаметр 45 – 50 мм, высота 80 – 100 мм и диаметр 75 мм высота 120 мм.

В ходе проведения экспериментов в тигель в расплав из блока продувки подавалась кислородсодержащая газовая смесь (0-5 % азот, остальное кислород). Полученный расплав, содержащий от 5 до 40 % частиц Al_2O_3 , разливался в кокильные формы. На рис. 1 приведены опытные отливки, отмечено, что при увеличении насыщения частицами Al_2O_3 изменяется цвет поверхности отливки.



Рис. 1. Опытные отливки, увеличение концентрации частиц Al_2O_3 слева направо.

Изучение структурно-фазового состояния полученного материала проводили с использованием методов оптической металлографии (KEYENCE VHX-1000) и рентгеноструктурного анализа (дифрактомер Дрон-2). Микроструктуру исследовали на микроскопе KEYENCE VHX-1000. Твердость образцов определяли на ТКС-1М, микротвердость на ПМТ-3 и HNV Shumadzu. Предел прочности определяли на универсальных разрывных машинах ZD 10/90 и УМЭ-10ТМ. Ударную вязкость определяли на маятниковом копре МК-30а.

В результате металлографических и рентгеноструктурных исследований установлено, что матрицей, полученного металлокерамического материала, является алюминий, основная фаза внедрения – оксид алюминия. Размер частиц и полнота протекания реакции окисления регулируется продолжительностью процесса и изменением конструктивных элементов блока продувки, а также условий кристаллизации. Достигнутые размеры твердой фазы внедрения находятся в пределах от 3 μm до 2 мм, микроструктура образцов приведена на рис. 2 - 3. Измерение проводилось при использовании программного обеспечения микроскопа KEYENCE VHX-1000 с использованием функции «3 точки, лежащие на окружности», на рис 3 показано измерение твердости с использованием ПМТ-3.

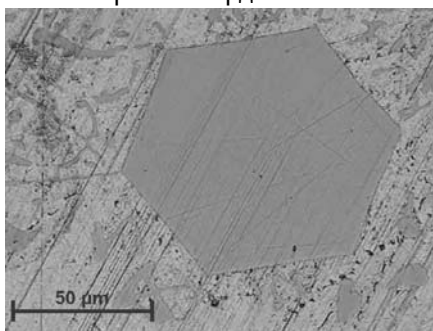


Рис. 2. Микроструктура полученного материала

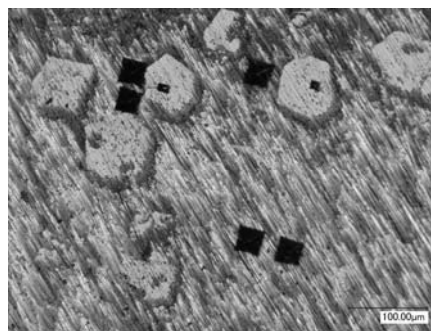


Рис. 3. Микроструктура полученного материала, измерение твердости с использованием ПМТ-3

Варьирование размера и содержания упрочняющей фазы позволяет в значительной степени изменять механические свойства получаемого изделия. При этом твердость полученного материала в литом состоянии 50 - 75 HRF, а микротвердость фазы внедрения превышает 480 НВ. Предел прочности в литом состоянии составляет 150-185 МПа. Упрочняющие частицы значительно увеличивают энергоемкость разрушения образца, ударная вязкость полученного материала, за счет изменения содержания фазы внедрения, варьируется в широких пределах 23 – 85 Дж/см².

Заявленное снижение стоимости исходных материалов происходит за счет отказа от порошкообразных компонентов. Кроме того аппаратная часть, блок продувки также значительно дешевле установок спекания, самораспространяющегося синтеза или механического легирования. Для сравнения приведем расчет стоимости получения алюминиевого сплава насыщенного 30 % Al_2O_3 .

Таблица 1 Сравнение стоимости 1 кг сплава содержащего 30 % Al_2O_3

Вариант 1 внесение порошкообразного Al_2O_3	Вариант 2 внутреннее окисление
0,7 кг Al (100 руб/кг) и 0,3 кг Al_2O_3 (1000 руб /кг)	0,86 кг Al (100 руб /кг) и 0,15 кг O_2 (100 руб /м ³ или 140 руб /кг)
стоимость 1 кг сплава 370 руб /кг	стоимость 1 кг сплава 107 руб /кг

Цена алюминия зависит от марки и состояния поставки от 80 до 200 р, цена Al_2O_3 зависит от чистоты и размера частиц от 340 до 5000 руб /кг, цена кислорода зависит от чистоты от 60 до 150 р/м³.

Применение разрабатываемой технологии получения ДУКМ на основе окисления алюминия кислородом позволяет существенно снизить временные и экономические затраты, при этом в зависимости от технической задачи и требуемых эксплуатационных характеристик возможна достаточно большая вариативность упрочняющей фазы, не изменяя в целом конструкции установки. При этом непосредственно в расплаве синтезируются упрочняющие частицы. Это позволяет получать композиты в одну стадию и обеспечивать термодинамическую устойчивость, плотный контакт и хорошую адгезию между матрицей и упрочняющей фазой.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ:

1. *Каблов Е.Н.* Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 5. С. 7-17.
2. *Курганова Ю.А.* Перспективы развития металломатричных композиционных материалов промышленного назначения // *Сервис в России и за рубежом*. 2012. No. 3(30). С. 235-240.
3. *Adebisi A.A., Maleque M.A., Rahman M.M.* Metal matrix composite brake rotor: historical development and product life cycle analysis // *International Journal of Automotive and Mechanical Engineering*. 2011. Vol. 4. P. 471-480
4. *Liu Yao-Hui, Du Jun, Yu Si-rong, Wang Wei* High temperature friction and Wear behaviour of Al_2O_3 and /or Carbon short fibre reinforced Al-12Si alloy Composites // *Wear*. 2004. 256. P. 275-285. DOI: 10.1016/S0043-1648(03)00387-9
5. *Комкова Т.Ю., Холин М.С., Чернышова П.И.* Разработка композиционного материала системы Al- Al_2O_3 , получаемого методом пластической деформации // *Современные проблемы науки и образования*. 2015. No. 2. С. 164-168.
6. *Chien Chon Chen, Chih Yuan Chen, Hsi Wen Yang, Yang Kuo Kuo, and Jin Shyong Lin* Phase Equilibrium in Carbothermal Reduction $Al_2O_3 \rightarrow AlN$ Studied by Thermodynamic Calculations Atlas // *Journal of Materials Science*. 2014. No. 1(2). P. 30–37. doi: 10.5147/ajms.2014.0172
7. *Афанасьев В.К., Герцен В.В., Долгова С.В., Мусохранов Ю.М., Попова М. В.* О влиянии водяного пара на формирование свойств высококремнистых Al-сплавов // *Металлургия машиностроения*. 2015. No.5. С. 17-22.
8. *Орлов А.В., Луц А.Р., Кандалова Е.Г., Макаренко А.Г.* Технология получения композита Al-TiC из порошковых экзотермических смесей непосредственно в расплаве алюминия // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2005. No. 11. С. 54-61.
9. *Mohsen Hossein-Zadeh, Mansour Razavi, Omid Mirzaee, Razieh Ghaderi* Characterization of properties of Al- Al_2O_3 nano-composite synthesized via milling and subsequent casting // *Journal of King Saud University – Engineering Sciences*. 2013. No. 25. P. 75–80. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jksues.2012.03.001>
10. *Dinesh Kumar Koli, Geeta Agnihotri, Rajesh Purohit* Properties and Characterization of Al- Al_2O_3 Composites Processed by Casting and Powder Metallurgy Routes (Review) // *International Journal of Latest Trends in Engineering and Technology (IJLTET)*. 2013. Vol. 2 Issue 4. p. 486-493.
11. *Чернышов Е.А., Романова Е.А., Романов А.Д.* Разработка тепловыделяющего элемента на основе высокометаллизованного безгазового топлива // *Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия: Машиностроение*. 2015. No. 6 (105). С. 74-81.

~~Результаты испытаний на одноосное растяжение свидетельствуют о последовательном росте прочностных характеристик в процессе термомеханической обработки. После старения по режиму T1 получены достаточно высокие показатели – более 180 НВ. Результаты испытаний на одноосное растяжение показали, что исследованный сплав после РСР с коэффициентом вытяжки 8,16 в состоянии T1 имеет стабильные свойства по всей длине полученных из него длинномерных полуфабрикатов: σ_b – 605 МПа, $\sigma_{0,2}$ – 551 МПа, δ – 5,5 %. Полученные значения подтверждают эффективность применения радиально-сдвиговой прокатки для получения свойств, превышающих показатели полуфабрикатов из аналогичного сплава, полученных традиционными способами прессования и продольной прокатки.~~

~~Тезисы подготовлены в рамках гранта Президента Российской Федерации для поддержки ведущих научных школ РФ ИШ 9899.2016.8~~

~~СПИСОК ИСТОЧНИКОВ:~~

- ~~1. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: Издательский Дом МИСиС, 2010. 511 с.~~
- ~~2. Белов Н.А., Белов В.Д., Чеверикин В.В., Мишуров С.С. Экономнолегированные высокопрочные деформируемые никелины – алюминиевые сплавы нового поколения // Изв. вузов. Цвет. мет., 2011, №2, С.49–58.~~
- ~~3. Belov N. A., Belov V. D., Alabin A. N., Mishurov S. S. New generation of economically alloyed aluminum alloys // Metallurgist. 2010. Vol. 54, No. 5. P. 311–316.~~
- ~~4. Белов Н.А., Шуркин П.К., Аюбян Т.К. Структура и свойства деформированных полуфабрикатов высокопрочного алюминиевого сплава системы Al–Zn–Mg–Ni–Fe // Цветные металлы. 2016. № 11. С. 98–103.~~
- ~~5. Потапов И. Н., Полухин П. И. Технология винтовой прокатки. М.: Металлургия, 1990. 334 с.~~
- ~~6. S.P. Galkin. Radial shear rolling as an optimal technology for lean production // Steel in Translation. 2014. V. 44, Issue 1, p. 61–64.~~
- ~~7. Богатов А. А. О интенсивной пластической деформации и процессах обработки металлов давлением / А. А. Богатов, И. В. Лещев // Инновации в материаловедении и металлургии : материалы I межд. интеракт. науч. практ. конф. Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2012. Ч. 2. С. 13–19.~~

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ПРИПОЯ AL-SI + ФЛЮС, ПРИМЕНЯЕМОГО ДЛЯ ПАЙКИ ТВЕРДЫМ ПРИПОЕМ, ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ ТЕРМООБРАБОТКИ MICROSTRUCTURE ANALYSIS OF COMPOSITE AL-SI + FLUX BRAZE AFTER DIFFERENT REGIMES OF HEAT TREATMENT

Шутов И.В., Камаева Л.В., Кривилев М.Д.

Shutov I., Kamaeva L., Krivilyov M.

Россия, Ижевск, ФГБОУ ВО Удмуртский государственный университет, shutiny@gmail.com

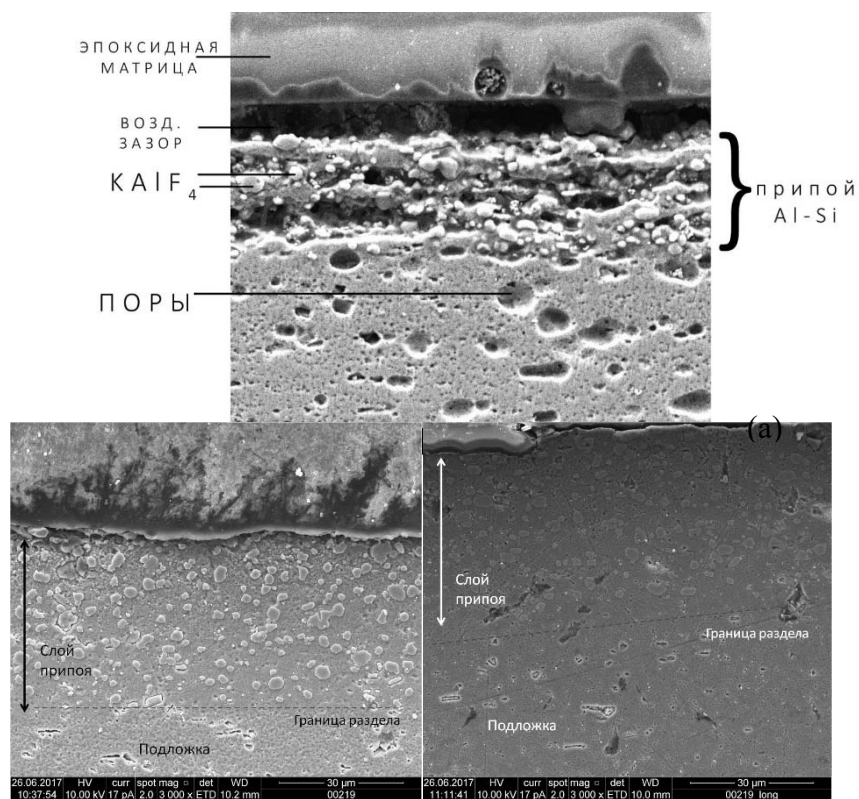
В настоящее время в современном машиностроении широко используются различные композиционные материалы конструкционного назначения. В частности, в автомобилестроении используются материалы на основе алюминия и его сплавов. Современные композиты обладают рядом свойств и характеристик, позволяющих увеличить ресурс эксплуатации различных конструкций. В данной работе проведены исследования композиционного материала Al-Si + флюс, используемого для создания деталей сложной формы, например, тепловых автомобильных радиаторов. Изучено поведение флюса в композитном припое при различных режимах термической обработки с помощью метода дифференциальной сканирующей калориметрии. Проведен металлографический анализ с использованием оптического металлографического микроскопа и сканирующего растрового электронного микроскопа.

At present, various composite construction materials are widely used in modern engineering. In particular, automotive industry uses materials based on aluminum and its alloys. Modern composites have a number of properties and characteristics that allows increasing of lifetime of various constructions. In this work, study of the composite material Al-Si + flux, used to create complex shape parts, for example, thermal automotive radiators have been carried out. The behavior of the flux in the composite solder under different regimes of thermal treatment was studied by the differential scanning calorimetry method. Metallographic analysis was carried out using optical metallographic and scanning electron microscopy.

Огромное количество высокотехнологических процессов в машиностроении связано со сваркой и пайкой алюминия и его сплавов [1]. Основной сложностью при пайке алюминиевых сплавов является образование тонкого, но механически очень прочного, тугоплавкого поверхностного оксида, который препятствует металлургическому соединению деталей. После пайки в условиях циклических механических нагрузок происходит образование структурных дефектов (трещин, пор), что приводит к разрушению деталей. Чтобы предотвратить образование оксида и последующее окисление соединения, используют флюсы, температура плавления которых ниже температуры плавления самого припоя. Флюсы химически преобразуют оксиды в легкоплавкие комплексные соединения. Использование порошкообразных флюсов во многих случаях оправдано высокими показателями химической активности и удельной поверхности при заполнении микронеоднородностей деталей. Универсальным флюсом для сплавов алюминия с кремнием является комплексная соль тетрафторалюмината калия ($KAlF_4$) [2]. Порошок $KAlF_4$ либо распыляют на поверхность детали перед нанесением припоя Al-Si, либо внедряют его при прокатке, когда флюс может более равномерно распределиться на поверхности. Оценка сплошности распределения флюса является очень важной характеристикой, так как она влияет на полноценное удаление оксида с поверхности, предотвращение повторного окисления и прочное соединение деталей.

В данной работе проведены исследования влияния равномерного распределения флюса в композитном материале припоя на процесс пайки. Исследования проводили методами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) реализованной на установке DSC 404C Netzsch и металлургического анализа с помощью сканирующего электронного микроскопа FEI Inspect S50. ДСК проводили в стационарной атмосфере аргона в корундовых тиглях в режиме нагрева со скоростью $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ до $600\text{ }^\circ\text{C}$ и последующего охлаждения с той же скоростью до комнатной температуры.

Исследуемые образцы состояли из тонкой фольги композитного припоя (30 – 50 мкм) нанесенного методом плакирования на подложку из технически чистого алюминия. Композитный припой - это сплав Al-Si эвтектической концентрации ($Al_{78}Si_{12}$) по объему которого равномерно распределен флюс $KAlF_4$ (рис. 1а).



(б)

Рис. 1. SEM изображение микрошлифа образца в исходном состоянии (а) и после термической обработки (б)

Результаты ДСК приведены на рис. 2,3. На кривой нагрева наблюдаются два эндотермических пика, небольшой эффект при 550 °С (рис.3) и явно выраженный пик имеющий сложную форму при 576 °С. Кривая охлаждения имеет один экзотермический эффект при 573 °С. Согласно диаграмме состояния системы Fe-Si температура плавления сплава $Al_{78}Si_{12}$ составляет 577 °С [3], что хорошо согласуется с полученными нами данными. Температура плавления флюса, согласно литературным данным, в зависимости от его точной стехиометрии может изменяться в пределах от 550 до 570 °С [2], поэтому эндотермический эффект при 550 °С может соответствовать плавлению флюса.

Для подтверждения данного предположения были проведены дополнительные эксперименты. Образцы в условиях ДСК нагревали до 560 °С, выдерживали от 1 до 5 мин., а затем медленно охлаждали. Микроструктура образца, полученная в результате такой термической обработки (ТО), приведена на рис. 1а. Из рисунка видно, что в микроструктуре образца после ТО не наблюдается кристаллов $KAIF_4$, таким образом эффект при 550 °С на кривых нагрева ДСК действительно соответствует плавлению флюса. Анализ микроструктур исходного образца и образца после ТО показывает, что образовавшийся при плавлении расплав флюса заполняет большинство пор в тонком слое припоя и на поверхности подложки и способствует усилению диффузионных процессов между припоем и подложкой. После плавления флюса уже не наблюдается резкой границы между припоем и подложкой, а образуется некоторая переходная область.

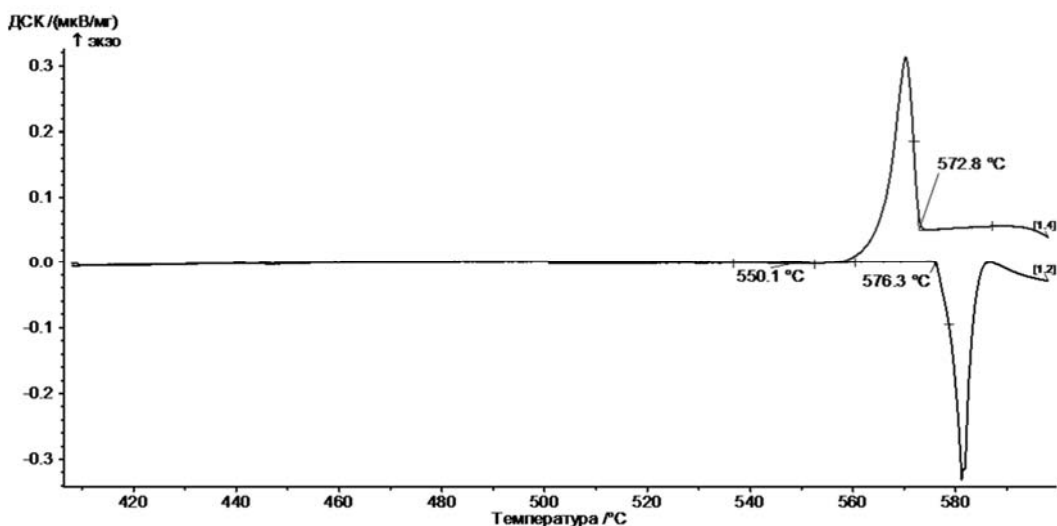


Рис. 2. Зависимость ДСК сигнала от температуры для образца Al-Si + флюс. На термограмме наблюдаются два пика при 550.1 °С и 572.8 °С. Первый пик при 550 °С вызван эндотермическим эффектом в сложном процессе плавления образца, второй пик 572 °С соответствует плавлению припоя

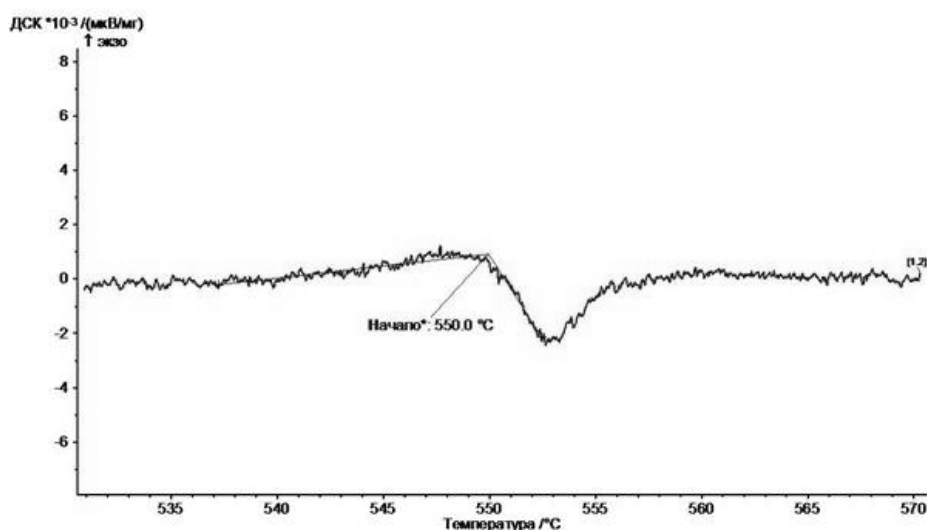


Рис. 3. Наблюдаемый эндотермический эффект при 550 °С.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что присутствие флюса во всем объеме припоя способствует не только удалению оксидов в процессе пайки, но и влияет на дефектность слоя припоя, а также активирует взаимодействие между припоем и подложкой еще до плавления припоя, что должно способствовать качеству паянных соединений. Однако увеличить качество паянных соединений и их эксплуатационный ресурс можно лишь полностью изучив сложный процесс ступенчатого плавления и тепловые свойства композитного припоя Al-Si + флюс.

Авторы выражают благодарность профессору Д. Секуличу за полезное обсуждение результатов, а также доценту, к.ф.-м.н. А.С. Алалыкину за помощь в структурном анализе образцов на электронном микроскопе.

СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ:

1 Sekulic D.P., Galenko P.K., Krivilyov M.D. et al. Dendritic growth in Al-Si alloys during brazing. Part 1: Experimental evidence and kinetics // International journal of heat and mass transfer. - 2005. - N.12. - С. 2372-2384.