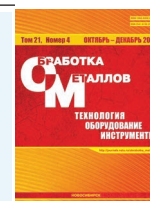




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Закономерности формирования материалов с композитной структурой с использованием аддитивной электронно-лучевой технологии, сварки трением с перемешиванием и фрикционной перемешивающей обработки

Татьяна Калашникова^{1,а}, Анастасия Гусарова^{1,б}, Андрей Чумаевский^{1,с},
 Евгений Княжев^{2,д}, Михаил Шведов^{3,е}, Петр Васильев^{3,ф}

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

³ Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова, пр. Московский, 15, г. Чебоксары, 428015, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0002-0388-4011>,  gelombang@ispms.tsc.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0002-4208-7584>,  gusarova@ispms.ru,
^с  <http://orcid.org/0000-0002-1983-4385>,  tch7av@gmail.com, ^д  <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>,  zhenya4825@gmail.com,
^е  <https://orcid.org/0000-0002-5735-6134>,  shved1951@rambler.ru, ^ф  <https://orcid.org/0000-0002-5147-6266>,  svarkacheb@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.1:620.184:620.178.152.341

История статьи:

Поступила: 16 сентября 2019
 Рецензирование: 14 октября 2019
 Принята к печати: 15 октября 2019
 Доступно онлайн: 15 декабря 2019

Ключевые слова:

Сварка трением с перемешиванием
 Фрикционная перемешивающая обработка
 Электронно-лучевая аддитивная технология
 Структурно-фазовое состояние
 Механические свойства

Финансирование

Работы по получению и исследованию структуры образцов методом сварки трением с перемешиванием и фрикционной перемешивающей обработки выполнены в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы, направление III.23. Работы по получению и исследованию структуры методом аддитивного электронно-лучевого производства выполнены в рамках проекта Российского научного фонда № 19-79-00136.

АННОТАЦИЯ

Введение. В настоящее время среди методик получения полиметаллических структур большое значение имеют технологии твердофазного и жидкофазного получения материалов, а также способы комбинирования различных методик и использования гибридных технологий. В связи с этим необходимо проведение комплексных сравнительных исследовательских испытаний структурно-фазовых изменений в материалах, полученных различными методиками из разнородных металлов и сплавов. **Целью настоящей работы** является получение различными методами полиметаллических структур системы «медь-алюминий» и исследование структурно-фазового состояния. В работе проведены исследования структуры полиметаллических образцов системы «медь-алюминий», сформированных методами сварки трением с перемешиванием, фрикционной перемешивающей обработки и аддитивной электронно-лучевой проволоочной технологии. В работе использовались такие **методы исследования**, как оптическая, растровая электронная микроскопия и измерение микротвердости. **Результаты и обсуждения.** Выявлены различные особенности образования твердых растворов и интерметаллидных фаз в материалах при различных технологических процессах и определены особенности формирования дефектов в зависимости от технологических приемов формирования образцов. Определены возможности получения образцов с композитной структурой с упрочняющими интерметаллидными частицами на основе металлической матрицы различными методами производства и обработки материалов. Полученные данные свидетельствуют о формировании интерметаллидных фаз более высокой твердости в области граничного слоя при перемешивании компонентов системы в жидком состоянии в условиях аддитивной электронно-лучевой технологии. Распределение интерметаллидных компонентов является более равномерным при фрикционной перемешивающей обработке листового пакета меди и алюминия с расположением листового проката алюминиевого сплава в верхней части. Наименее твердые интерметаллидные фазы образуются при сварке трением с перемешиванием. Неоднородности строения зоны перемешивания компонентов системы при сварке трением с перемешиванием обусловлены различными условиями на наступающей и отступающей стороне образца. Строение зоны перемешивания образца разнородных материалов аналогично формирующимся при сварке трением с перемешиванием однородных материалов и представлено вихревой структурой с чередованием слоев различных компонентов системы. Интенсивное диффузионное взаимодействие алюминиевого сплава и меди при фрикционной перемешивающей обработке приводит к внедрению твердых растворов и интерметаллидных фаз на существенную глубину в зону термического влияния медного листа.

Для цитирования: Закономерности формирования материалов с композитной структурой с использованием аддитивной электронно-лучевой технологии, сварки трением с перемешиванием и фрикционной перемешивающей обработки / Т.А. Калашникова, А.В. Гусарова, А.В. Чумаевский, Е.О. Княжев, М.А. Шведов, П.А. Васильев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 94–112. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-94-112.

*Адрес для переписки

Калашникова Татьяна Александровна, м.н.с.
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
 пр. Академический, 2/4,
 634055, г. Томск, Россия
 Тел.: +7 (913) 883-70-02, e-mail: gelombang@ispms.ru

Введение

В настоящее время в связи с необходимостью получения материалов методом фрикционной перемешивающей обработки и сварки трением с перемешиванием из однородных и разнородных материалов одной из наиболее актуальных задач для исследований является определение закономерностей взаимодействия материалов при интенсивном термомеханическом взаимодействии в квазивязком состоянии [1–5]. С помощью данного метода возможно создание градиентных материалов с упрочненной структурой поверхностного слоя с ультрамелкодисперсной зеренной структурой.

Из работ, посвященных модификации поверхностного слоя методом фрикционной перемешивающей обработки, можно выделить три основных типа.

Первый тип посвящен упрочнению поверхностного слоя материала посредством измельчения зерен с образованием ультрамелкодисперсной структуры [6–8]. При этом в структуре, например алюминиевых сплавов, преобладают полностью рекристаллизованные равноосные зерна аналогично со сваркой трением с перемешиванием [9–11]. Механические свойства полученных материалов в испытаниях на растяжение увеличиваются в зависимости от сплава как на незначительную величину менее 10...15 %, так и на величину более чем 30 %, при этом происходит достаточно существенное увеличение пластичности [12–14].

Второй тип работ посвящен упрочнению поверхностного слоя путем замешивания в поверхность различных дисперсных частиц, приводящих к измельчению структуры и повышению эксплуатационных характеристик изделия путем заполнения канавок с проходом инструмента вдоль канавки [15–17].

Третий тип работ направлен на получение фрикционной перемешивающей обработкой смеси фаз в поверхностном слое, например, путем внедрения меди в поверхностный слой алюминиевого сплава с помощью порошков или внедряемых элементов [18, 19]. При этом для замешивания в поверхностный слой упрочняющих частиц используется как порошковый материал,

засыпаемый в углубления в поверхностном слое, так и различные цилиндрические элементы, внедренные в поверхностный слой, а также листовым материалом [20–22].

С помощью таких методик возможно получение композиционных материалов с металлической матрицей различного состава. При этом в основе методов получения материала с разнородной структурой лежит процесс адгезионного трения, включающий в себя процесс пластической деформации и фрагментации материала в зоне трения с образованием вязкого течения материала. При этом в условиях наличия в поверхностном слое двух материалов с различными физико-механическими свойствами в процессе образования различных потоков материала и их интенсивного взаимодействия в стесненных условиях происходит образование сложной смеси входящих в реакцию компонентов системы и результатов их взаимодействия в виде твердых растворов или интерметаллидных фаз.

При существенных положительных сторонах процесса получения композиционной структуры из разнородных материалов методами фрикционной перемешивающей обработки или сварки имеются и негативные стороны, связанные с ограниченностью формы и размеров получаемых образцов, а также со скоростью получения деталей. Ряд технологий, основанных на аддитивном получении материалов, позволяет получать детали из разнородных материалов с различным, в том числе композитным, строением путем послойного нанесения на подложку проволочного или порошкового материала с достаточно высокой производительностью и вариативностью по форме и размерам.

Аддитивные технологии широко применяются для получения материалов сложной формы, а также материалов с наличием в их структуре различных составляющих, сочетание которых невозможно при формировании изделий традиционными методами изготовления изделий [23–27]. К основным технологиям, позволяющим получать материалы аддитивным методом, относятся лазерная, электронно-лучевая и дуговая. Данные технологии обладают возможностью подвода проволочного или порош-

кового материала в зону печати [28, 29]. Одним из наиболее существенных применений для аддитивных технологий является формирование функционально-градиентных материалов, для которых подходит лазерная и электронно-лучевая проволоочные технологии [30, 31]. При этом при формировании изделий в вакууме наиболее экономичной и технологически применимой является аддитивная электронно-лучевая технология, позволяющая получать материалы высокого качества с находящимися на уровне литого материала механическими свойствами [32–34]. Таким методом получают детали из металлов, склонных к интенсивному окислению в атмосфере без негативного влияния последнего на структуру.

Более того, электронно-лучевая технология позволяет изготавливать полиметаллические функционально-градиентные материалы с наличием плавного градиента структуры от одного материала к другому [35–37]. При этом в материале происходит образование сложного иерархически организованного структурно-фазового состояния с наличием различных типов фаз в зависимости от типов используемых материалов и соответствующих им в зоне градиента диаграмм состояния. Одной из наиболее целесообразных для получения биметаллических функционально-градиентных материалов для электротехнической промышленности и узлов трибосопряжений являются материалы на основе алюминиевых и медных сплавов. С применением данного сочетания материалов возможно как формирование градиентных поверхностных трибологических структур со смесью интерметаллидных и твердорастворных фаз, так и получение деталей с легкой сердцевиной, прочным и износостойким поверхностным слоем, а также с возможностью получения эффективного электроконтакта алюминиевого и медного сплава. Получение таких образцов становится возможным с применением нескольких податчиков проволоочного филамента и осуществлением поочередной или постоянной градиентной подачи двух материалов в зону аддитивной печати [38–42]. При этом в зоне контакта при печати помимо неоднородной и градиентной структуры формируется ряд дефектов и неоднородностей распределения компонентов системы, что приводит к наличию

ряда ограничений для применения данной технологии с точки зрения получения композиционных материалов с металлической матрицей или функционально-градиентных материалов с совмещением в одном образце свойств двух различных металлов или сплавов.

Методики сварки трением с перемешиванием и фрикционной перемешивающей обработки имеют ряд отличий по технологии получения и закономерностям перемешивания материала при интенсивной пластической деформации, что приводит к существенным различиям по формируемой структуре в зоне перемешивания в вязком состоянии. Технология электронно-лучевого получения материалов с интенсивным перемешиванием в жидком состоянии приводит к образованию материалов с совершенно отличной структурой за счет иной природы внедрения материала в зону печати и особенностей перемешивания. По этой причине необходимы исследования формируемой структуры при различных технологических процессах получения и выявление особенностей их формирования в зависимости от выбранного способа получения. В настоящей работе исследованы особенности получения полиметаллической композитной структуры системы «медь–алюминий» при сварке трением с перемешиванием, фрикционной перемешивающей обработке, а также при аддитивном электронно-лучевом производстве.

Методика исследований

Фрикционная перемешивающая обработка образцов из алюминиевого сплава АА5056 и меди С11000 (рис. 1, а) проводилась на лабораторной установке в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН. Толщина использованного листового проката составляла 2 мм, глубина обработки 2,5 мм. Подбор параметров процесса осуществлялся эмпирически.

Сварка трением с перемешиванием (рис. 1, б) сплавов АА1050 и С11000 проводилась по накладной технологической пластине на опытной лабораторной установке, изготовленной ЗАО «Чебоксарское предприятие “Сеспель”» в Чувашском государственном университете им. И.Н. Ульянова. Параметры (скорость вращения и продольного перемещения инструмента, сила прижатия

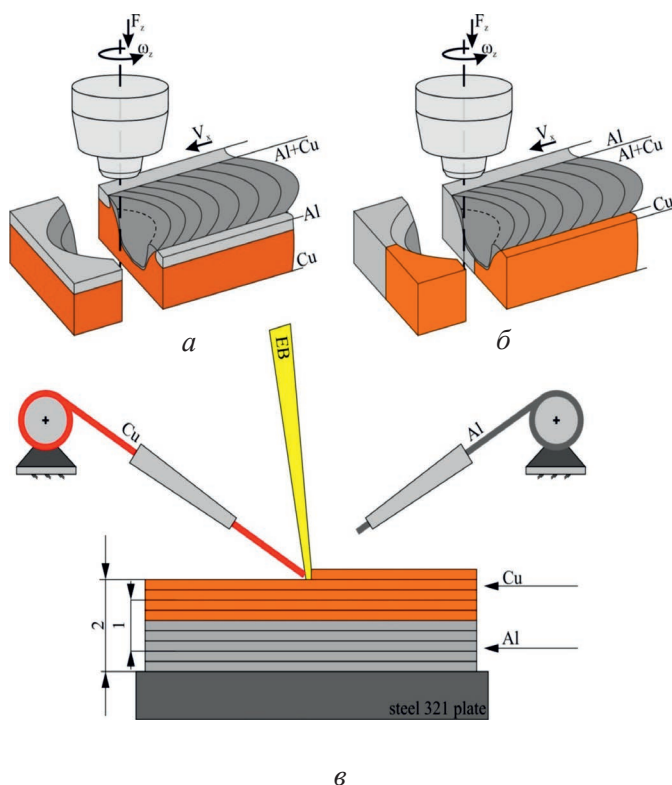


Рис. 1. Схемы процессов получения образцов системы «медь-алюминий»:

a – методом фрикционной перемешивающей обработки; *б* – методом сварки трением с перемешиванием; *в* – методом электронно-лучевой аддитивной технологии; 1 – градиентная зона 3D-печати; 2 – общая высота образца; EB – электронный пучок; F_z – осевое усилие при сварке и обработке; ω – скорость вращения инструмента; V_x – скорость подачи заготовки при сварке

Fig. 1. Schemes of processes for obtaining «copper-aluminum» system:

a – samples by friction stir processing; *б* – friction stir welding; *в* – electron-beam additive manufacturing; 1 – 3D-printing gradient zone; 2 – total sample height; EB – electronic beam; F_z – axial welding and processing force; ω – tool rotation speed; V_x – workpiece feed rate during welding

инструмента к заготовке) подбирались опытным путем соответственно геометрии рабочей части инструмента. Толщина свариваемых пластин составляла 3 мм, накладной пластины 1 мм. Накладная технологическая пластина из алюминиевого сплава располагалась поверх свариваемых пластин для стабилизации процесса сварки медного и алюминиевого сплава.

Аддитивное получение образцов из алюминиевого сплава AA5056 и меди C11000 производилось на экспериментальной установке в ИФПМ СО РАН при помощи двух податчиков проволоочного филамента поочередно в последовательности «алюминий–медь» (рис. 1, в). Зна-

чения параметров процесса печати (сила тока пучка и скорость подачи проволоки) определяли эмпирическим путем. Ускоряющее напряжение составляло 30 кВ, развертка пучка – эллипс. Средняя толщина слоя находится в пределах 0,8...1,5 мм. Толщина использованных проволок составляла 1,2 мм. Толщина полученных образцов в форме «стенок» составляла от 6 до 8 мм, высота 30...50 мм. В качестве подложки была использована аустенитная сталь 321, листовой прокат толщиной 10 мм.

Микроструктура образцов полиметаллов исследовалась на вырезанных электроискровым методом в поперечном сечении образцах с использованием растровой и оптической микроскопии. РЭМ-исследования проводились при помощи растрового электронного микроскопа Semtrac mini и микроскопа Zeiss LEO EVO 50 в режиме обратно рассеянных электронов. Химический состав различных структурных составляющих определяли с помощью микро-рентгеноспектрального анализа на растровом электронном микроскопе. Оптическую микроскопию проводили на металлографическом микроскопе АЛЪТАМИ МЕТ 1С и конфокальном микроскопе Olympus LEXT 4100, микротвердость измерялась на микротвердомере Duramin 5.

Результаты и их обсуждение

При сварке трением с перемешиванием алюминиевого сплава AA1050 и меди C11000 в зоне перемешивания формируется сложно организованная структура, представляющая собой смесь чередующихся слоев меди и алюминия с общим для зоны перемешивания кольцевым строением (рис. 2). Пунктирными линиями разделены характерные структурные зоны СТП соединения: зона перемешивания 1, зона термомеханического воздействия 2, зона термического влияния 3 и основной металл 4. Размер зерна в основном металле сплава AA1050 составляет $74,71 \pm 7,93$ мкм, в зоне перемешивания $2,38 \pm 0,80$ мкм.

В зоне перемешивания на макроуровне наблюдаются ламели меди, замешанные в алюминиевый сплав и образующие так называемую «луковичную» структуру. Зоны термического и термомеханического влияния у меди меньше, так как теплопроводность меди выше, чем у

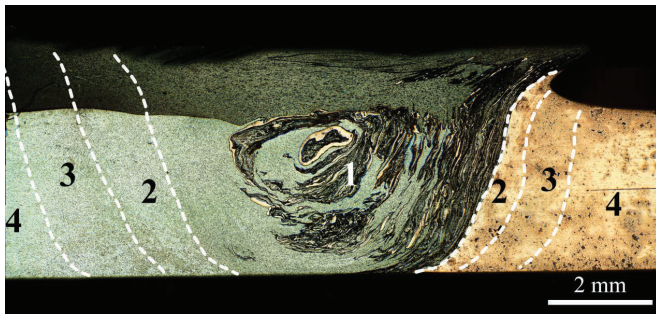


Рис. 2. Структура сварного шва алюминиевого сплава AA1050 и меди C11000, полученного сваркой трением с перемешиванием:

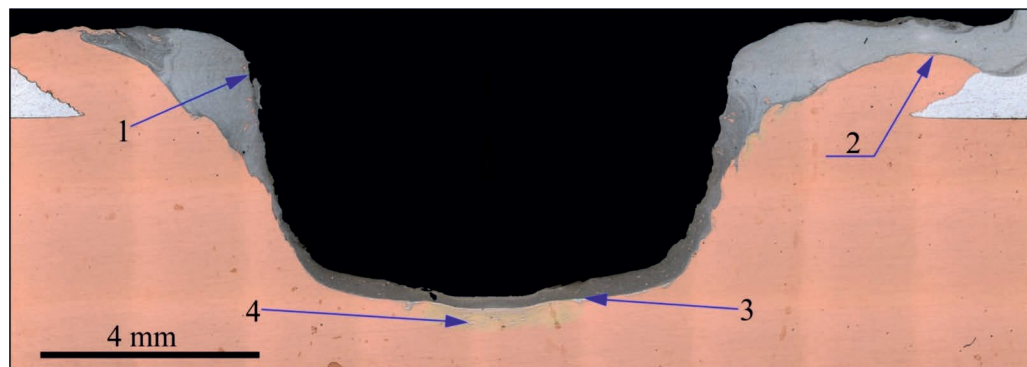
1 – зона перемешивания; 2 – зона термомеханического влияния; 3 – зона термического влияния; 4 – основной металл

Fig. 2. Friction stir welded joint structure of aluminium alloy AA1050 and copper C11000.

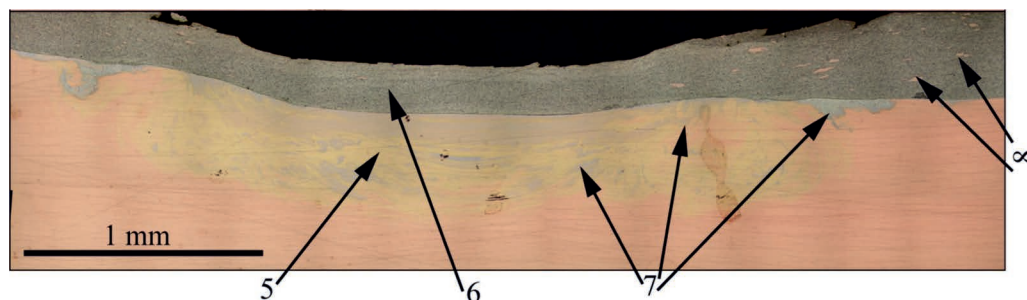
1 – stir zone; 2 – thermomechanically affected zone; 3 – heat affected zone; 4 – base metal

алюминия. Средний размер зерна в зоне термического влияния составляет $52,44 \pm 11,60$ мкм.

При перемешивающей фрикционной обработке структура металла в зоне перемешивания характеризуется аналогичным составом и большей однородностью. В зоне выхода инструмента (рис. 3, а) наблюдается образование механических смесей (зона 1, рис. 3, а) и интерметаллидных фаз (зона 3, рис. 3, а) в зоне перемешивания, а также формирование наплывов в крайней части примыкания инструмента к меди (зона 2, рис. 3, а). В нижней части зоны перемешивания (зона 6, рис. 3, б) отмечается наличие интенсивной диффузии алюминия в медь с образованием твердых растворов (зона 4, рис. 3, а; зона 5, рис. 3, б) и интерметаллидных фаз (зона 7, рис. 3, б). Зона с интенсивной диффузией алю-



а



б

Рис. 3. Структура образцов в зоне выхода инструмента при получении образца из алюминиевого сплава AA5056 и меди C11000 методом фрикционной перемешивающей обработки:

а – панорамное изображение; б – увеличенное изображение нижней части зоны контакта инструмента и образца; 1, 6 – зона формирования механических смесей; 2 – образование наплыва на краю медного образца; 3, 7 – зона формирования интерметаллидных фаз; 5 – область формирования твердых растворов

Fig. 3. Structure of friction stir processed aluminum alloy AA5056 and copper C11000 samples:

а – in the tool outlet area, and б – enlarged image of the contact area between the tool and the sample; 1, 6 – zone of mechanical mixtures formation; 2 – formation of copper sample inflow on the edge; 3, 7 – zone of intermetallic phases formation; 5 – area of solid solutions formation

миния в медь представляет собой чередование слоев меди, твердого раствора алюминия в меди и интерметаллидных прослоек.

Аналогичные образования наблюдаются по краям зоны перемешивания (рис. 4), где помимо механического перемешивания компонентов в квазивязком состоянии происходит интенсивная термически активируемая диффузия алюминия в медь, распространяющаяся на глубину 250 мкм и более от очага процесса и имеющая ряд ответвлений (рис. 4, а). В зоне диффузионного взаимодействия возможно совмещение как твердых растворов, так и интерметаллидных фаз (рис. 4, б).

При различных нарушениях в процессе формирования полиметаллического образца методом фрикционной перемешивающей обработки с различным расположением медного и алюминиевого листа возможно формирование дефектов, приводящих к разрушению образца в целом (рис. 5). При этом тип формируемого дефекта зависит в том числе от положения медного или алюминиевого листа относительно инструмента.

При расположении медного листа в верхней части с прилеганием к плечам инструмента происходит разогрев образца до температуры порядка 0,6...0,8 от температуры плавления,

что существенно выше, чем для алюминиевого сплава, и приводит к перегреву системы и образованию магистральной трещины в центральной части образца и её вторичных ответвлений (зона 2, рис. 5, а). Дополнительно на разогрев системы возможно влияние интенсивного взаимного растворения компонентов. Перегрев системы «медь-алюминий» в ряде экспериментов приводил к перегреву инструмента из сплава Р6М5, его отжигу и пластической деформации. При этом по причине большей плотности меди размешивание алюминия через медь является незначительным, но диффузия алюминия в медь настолько существенна, что происходит образование твердого раствора практически на весь объем зоны перемешивания (зона 1, рис. 5, а). Предположительно такая схема является неудачной для формирования композиционного материала методом фрикционной перемешивающей обработки за исключением возможности замешивания в поверхностный слой тонких фольг.

При расположении в верхней части алюминиевого листа происходит разогрев как алюминиевого сплава, так и меди, но при недостаточном прогреве меди возможно нарушение сплошности образца с образованием крупного дефекта с отступающей стороны зоны перемешивания (зона 3, рис. 5, б), хотя при этом с наступающей

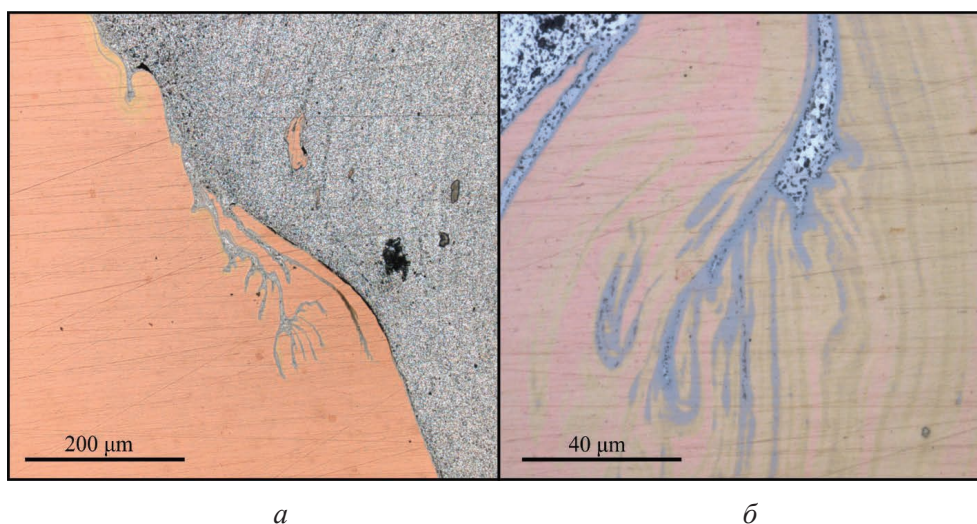


Рис. 4. Взаимодействие компонентов системы при фрикционной перемешивающей обработке:

а – интенсивная диффузия алюминия в глубь медного листа; б – формирование интерметаллидных и твердорастворных прослоек

Fig. 4. Interaction of system components during friction stir processing:

а – intensive diffusion of aluminum deep into the copper sheet, and б – formation of intermetallic and solid solution layers

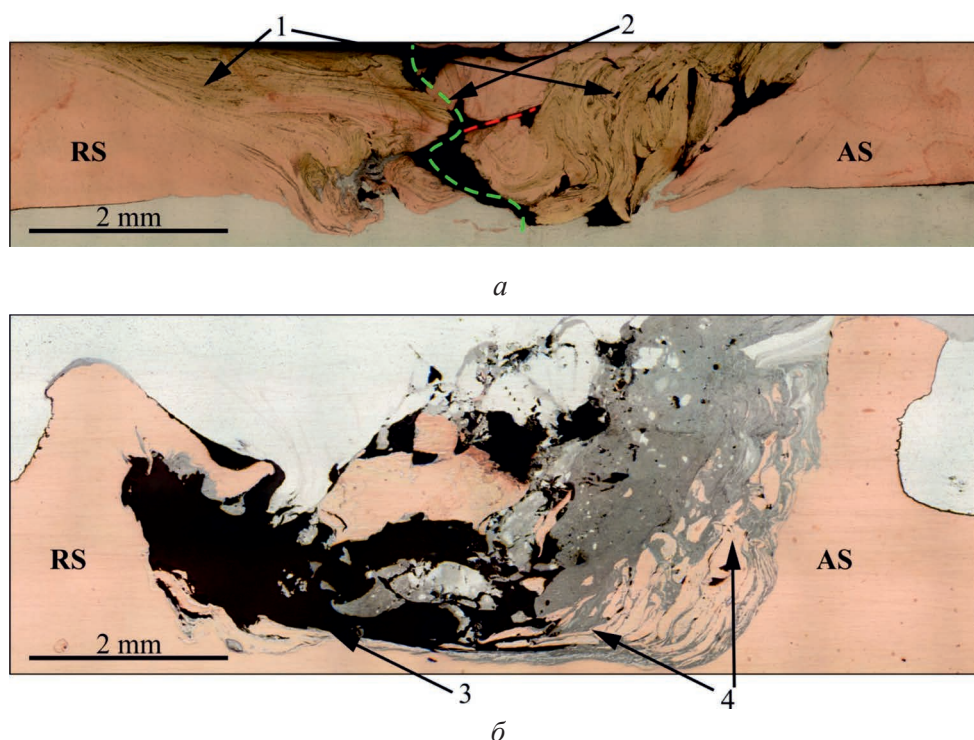


Рис. 5. Формирование дефектов при фрикционной перемешивающей обработке листового проката алюминиевого и медного сплавов:

а – с расположением медного листа в верхней части; *б* – в нижней части пакета листов; 1 – зона образования твердых растворов; 2 – образование дефекта в центральной части образца; 3 – формирование дефекта с отступающей стороны; 4 – механическая смесь медной и алюминиевой составляющей

Fig. 5. Defect formation at friction stir processing of aluminium and copper alloys: *a* – with arrangement of copper sheet in the upper and *б* – in the lower parts of the sheet package

1 – zone of solid solutions formation; 2 – defect formation in the central part of the sample; 3 – defect formation on the retreating side; 4 – mechanical mixture of copper and aluminum component

стороны происходит образование практически нормальной структуры зоны перемешивания с чередованием слоёв меди и измельченного алюминиевого сплава (зона 4, рис. 5, б). Следует отметить, что при оптимальном сочетании параметров процесса фрикционной перемешивающей обработки такие дефекты не образуются.

Исследования структуры образцов, полученных сваркой трением с перемешиванием, показывают, что в структуре центральной части зоны перемешивания чередование слоев происходит с преимущественным образованием твердых растворов меди и алюминия (рис. 6, а, з), образующих кольцевую «луковичную» структуру. Отмечается также образование интерметаллидных фаз различного состава. При избыточном соотношении таких фаз возможно образование непрерывных продолжительных прослоек, по

контуру которых может происходить расслоение и растрескивание образца.

Граница раздела меди и алюминиевого сплава на наступающей стороне также является границей раздела зоны перемешивания и зоны термомеханического влияния (рис. 6, б, д). В этой области материал имеет слоистую структуру с малой толщиной слоев, между которыми располагаются прослойки твердых растворов. В структуре обнаружены отдельные слои меди, которые практически не смешались с материалом алюминиевого сплава, при этом расслоений в зоне перемешивания не наблюдается. На РЭМ-изображении видны границы раздела меди и алюминиевого сплава на отступающей стороне (рис. 6, в, е), которые также являются границей между зоной перемешивания и зоной термомеханического влияния.

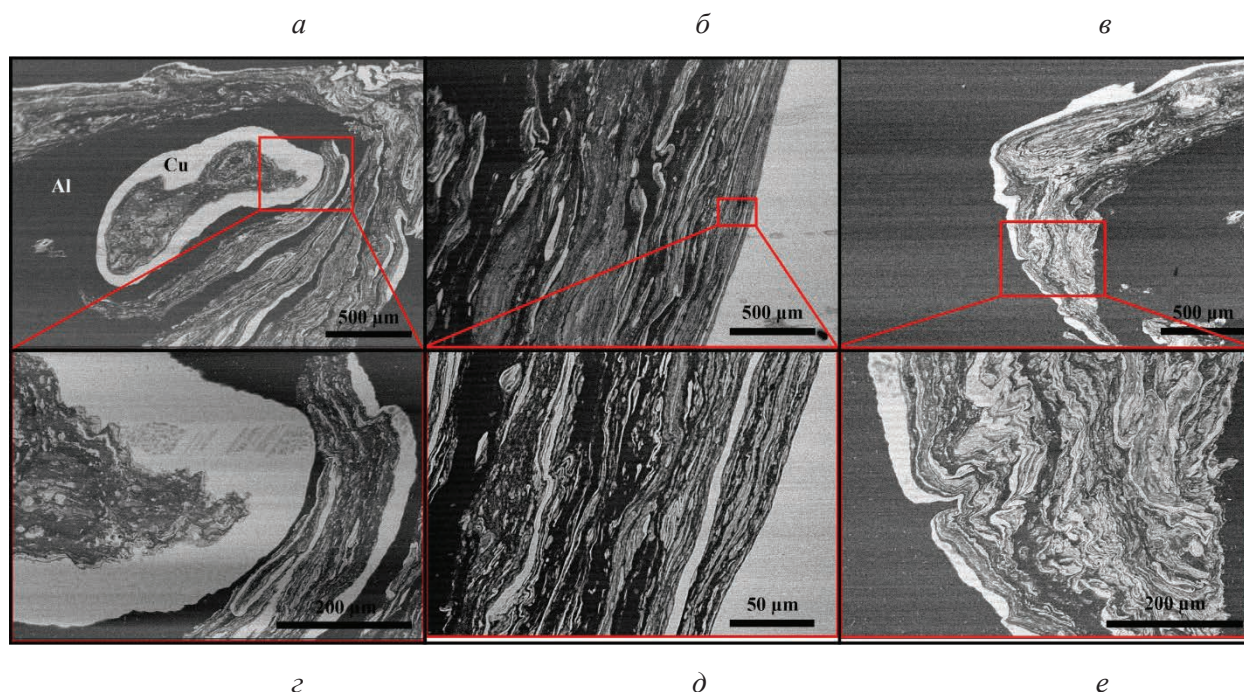


Рис. 6. Растровые электронные изображения в режиме обратнорассеянных электронов:
 а, е – центральной части сварного шва; б, д – зоны образования тонкой слоистой структуры; в, е – зоны формирования неравномерной слоистой структуры

Fig. 6. SEM-images obtained in back-scattered electron mode:

а, е – of the central part of the weld; б, д – the zone of a thin layered structure formation; в, е – the zone of an uneven layered structure reformation

Образование вихревых слоистых структур в системе «медь–алюминий» в ранее проведенных работах отмечалось также и при адгезионном трении составного образца из алюминия и меди (медный цилиндр $d = 10$ мм, внедренный в алюминиевый лист 35×35 мм в области трибологиче-

ского контакта) в паре со стальным контртелом по схеме «диск–кольцо». В данном эксперименте аналогично со сваркой трением с перемешиванием формируются потоки алюминиевого и медного сплава, которые помимо ламинарных потоков создают вихревые образования (рис. 7).

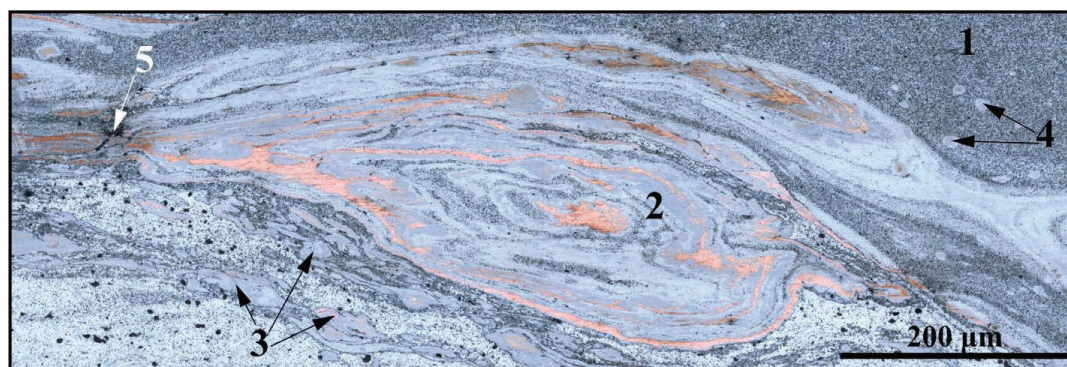


Рис. 7. Формирование вихревого образования при трении скольжения материалов системы «медь–алюминий»:

1 – область формирования мелкодисперсной механической смеси; 2 – область формирования турбулентного течения; 3 – фрагментация слоев; 4 – образование сфероидальных частиц; 5 – формирование дефектов структуры

Fig. 7. Vortex formations in the sliding friction of copper-aluminum system materials:

1 – area of fine mechanical mixture formation; 2 – area of turbulent flow formation; 3 – layer fragmentation; 4 – formation of spheroidal particles; 5 – formation of structure defects

Вихревые потоки состоят из замешанных потоков измельченного алюминиевого сплава 1, слоев меди, формирующих турбулентное течение 2 и фрагментирующихся на отдельные ламели 3. В окрестностях вихревых образований отмечается формирование отдельных частиц 4, близких по форме к сферическим и состоящих из меди и алюминия, а также формирование дефектов 5. Подобные образования при адгезионном трении и при сварке трением с перемешиванием обусловлены общей природой данных процессов, основанных на пластической деформации, фрагментации и течении материала при интенсивном нагреве и фрикционном взаимодействии.

В процессе фрикционной перемешивающей обработки помимо образования областей с преимущественно твердорастворным характером образования фаз при получении образцов происходит формирование областей с наличием большого количества интерметаллидных соединений и их сочетаний эвтектического мелкодисперсного типа (рис. 8). Распределение интерметаллидов и остаточных твердых растворов в таких областях является достаточно неравномерным (рис. 8, а), включая слоистые частицы твердых растворов 1, вытянутые частицы Cu_2Al многоугольной формы 2, распределенную матрицу

CuAl 3, частицы интерметаллидов на основе алюминия и магния 4 и мелкодисперсные частицы различных фаз 5. Такая структура, помимо наличия большого количества компонентов характеризуется достаточно высокой неоднородностью распределения интерметаллидных частиц и отсутствием слоистости по сравнению со сваркой трением с перемешиванием.

Микротвердость при сварке трением с перемешиванием и фрикционной перемешивающей обработке изменяется существенно при наличии в структуре интерметаллидных фаз и достаточно слабо в областях формирования твердых растворов. Например, на рис. 9 показано изменение твердости в образце, полученном сваркой трением с перемешиванием алюминиевого сплава AA1050 и меди C11000. Изменение микротвердости в зоне образования твердых растворов со стороны меди и алюминиевого сплава в зоне перемешивания 2, 3 является незначительным по сравнению с повышением микротвердости в центральной части, где образуются интерметаллидные фазы 1. Снижение микротвердости в зоне перемешивания со стороны алюминиевого сплава обусловлено предположительно снижением эффекта наклепа в зоне перемешивания относительно исходного листового

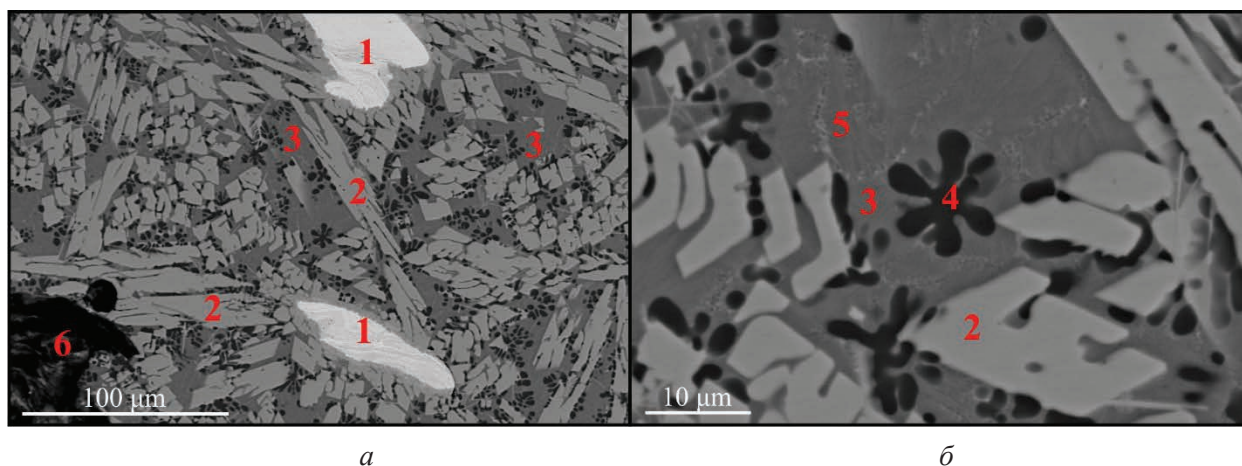


Рис. 8. Распределение основных структурных составляющих зоны перемешивания в образце, полученном фрикционной перемешивающей обработкой алюминиевого сплава AA5056 и меди C11000: а – общее изображение зоны; б – форма и размеры частиц; 1 – $\text{Cu}(\text{Al})$ твердые растворы различного состава; 2 – интерметаллид Cu_2Al ; 3 – интерметаллид CuAl ; 4 – интерметаллидные фазы системы Al-Mg различного состава; 5 – ультрамелкодисперсные смеси сложного состава; 6 – дефект в структуре образца

Fig. 8. Distribution of the main structural components in the stir zone of the friction stir processed aluminum alloy AA5056 and copper C11000:

а – general image of the zone; б – shape and size of particles; 1 – $\text{Cu}(\text{Al})$ solid solutions of different composition; 2 – Cu_2Al intermetallic; 3 – CuAl intermetallic; 4 – intermetallic phases of Al-Mg system; 5 – complex ultrafine disperse mixtures; 6 – the defect in the sample structure

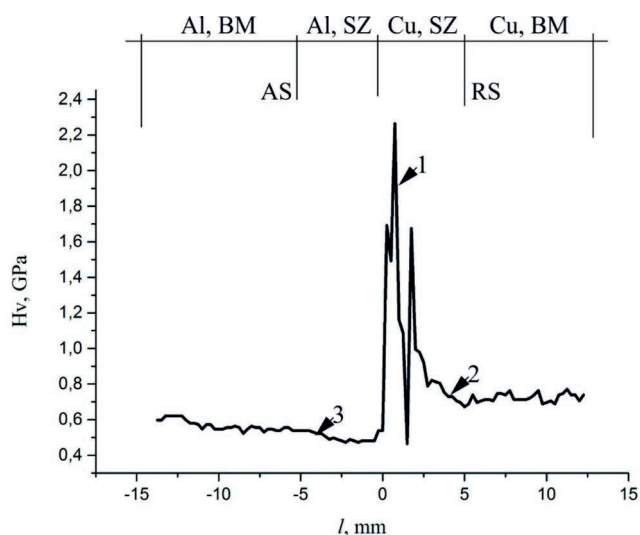


Рис. 9. Изменение микротвердости в образце неразъемного соединения алюминиевого сплава AA1050 и меди C11000, полученного сваркой трением с перемешиванием:

Al, BM – основной металл алюминиевого сплава; Al, SZ – зона перемешивания алюминиевого сплава; Cu, BM – зона перемешивания со стороны медного сплава; Cu, BM – основной металл меди; 1 – области интерметаллидных фаз; 2, 3 – области твердых растворов

Fig. 9. Microhardness changes in the permanent joint sample of AA1050 aluminum alloy and C11000 copper obtained by friction stir welding:

Al, BM – base metal of aluminium alloy; Al, SZ – stir zone of aluminium alloy; Cu, BM – stir zone on the copper alloy side; Cu, BM – base metal of copper; 1 – areas of intermetallic phases; 2, 3 – areas of solid solutions

проката. Микротвердость в центральной области находится на уровне эвтектических структур $\text{Al}(\text{Cu})\text{--Al}_2\text{Cu}$ [43, 44]. Формирование таких составляющих не приводит к образованию крупных дефектов и расслоений в материале, но в ряде случаев возможно формирование трещин по границам структурных составляющих [45].

Несмотря на возможность получения однородных структур с упрочняющими интерметаллидными фазами методом фрикционной перемешивающей обработки или методом сварки трением с перемешиванием (в ограниченном вытянутом объеме зоны перемешивания), получение деталей сложной формы из меди и алюминия такими методами в настоящее время затруднительно.

С помощью аддитивных технологий возможно получение деталей, совмещающих в себе свойства как стандартных металлов и сплавов, так и композиционных материалов с металлической или интерметаллидной матрицей, и, следовательно, прочный и легкий объем основного металла и твердый и износостойкий поверхностный слой. В материалах, полученных методом электронно-лучевой аддитивной проволоочной технологии путем последовательного нанесения на поверхность алюминиевого сплава AA5056 и в дальнейшем меди C11000, формируется неоднородная, сложноорганизованная структура (рис. 10).

Граница между алюминиевым сплавом 1 и медью 3 может формировать переходную зону 3 как прямолинейного плоского вида (рис. 10, а), так и изогнутого вида (рис. 10, б), а также не плоского типа, а клиновидного (рис. 10, в). Формирование интерметаллидных частиц 4 или прослоек 5, а также твердых растворов 6, 7, областей чистой меди 8 или дефектов 9 в различных областях образца может иметь различное распределение. В одних областях от интерметаллидных слоев происходит переход к твердым растворам с тонкими интерметаллидными прослойками между зернами, затем к твердым растворам и чистой меди (рис. 10, з). В отдельных областях перемешивание алюминия и меди может быть настолько существенным, что над областями меди могут формироваться зоны твердых растворов (рис. 10, д), а над ними – зоны интерметаллидных фаз (рис. 10, е). Образование микротрещин возможно в областях резкой перемены химического и структурного состава (рис. 10, ж) или в областях избыточного формирования интерметаллидных фаз (рис. 10, и). При избыточном проплавлении алюминиевых слоев возможно формирование вертикально ориентированных относительно подложки граничных областей. Диффузия алюминия в медь возможна при этом на высоту более 10...20 мм, о чем свидетельствует образование твердых растворов.

Исследования с применением растровой электронной микроскопии и микрорентгено-спектрального анализа показывают, что вблизи граничной зоны образцов системы «медь–алюминий» происходит формирование сложной смеси чистой меди, твердого раствора алюминия в меди и интерметаллидных фаз типа Cu_2Al и Cu_4Al (рис. 11), что приводит к высокой твер-

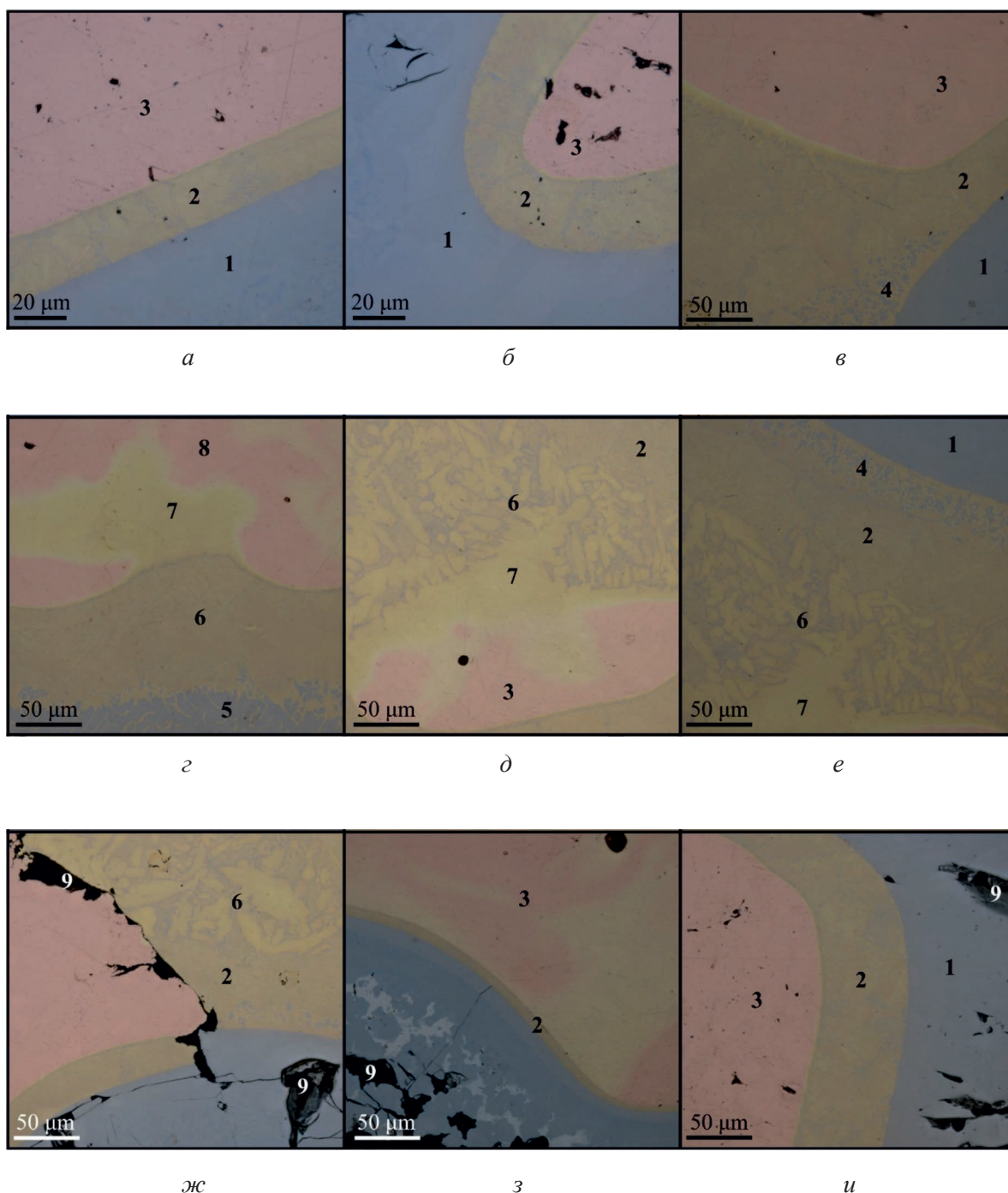


Рис. 10. Формирование структуры при поочередном нанесении медного проволочного филамента на поверхность алюминиевого сплава, образование граничных прослоек различного состава (а–в), формирование смеси твердых растворов и интерметаллидных фаз (г–е) и образование дефектов структуры (ж–и):

1 – алюминиевый сплав 5056; 2 – переходная зона с преимущественно твердорастворным составом; 3 – медный сплав C11000; 4 – интерметаллидные частицы; 5 – интерметаллидные прослойки; 6 – области зерен твердых растворов с интерметаллидными прослойками на границе; 7 – области твердых растворов различного состава; 8 – область практически чистой меди; 9 – дефекты в виде пор и трещин

Fig. 10. Structure formation at successive deposition of copper wire filament on the surface of aluminum alloy: formation the boundary layers of different compositions (a–в), formation of the solid solutions and intermetallic phases mixture (г–е), and formation of structure defects (ж–и):

1 – Aluminum alloy 5056; 2 – Transition zone with predominantly solid solution structure; 3 – Copper alloy C11000; 4 – Intermetallic particles; 5 – Intermetallic layers; 6 – intermetallic layers on the grain boundaries; 7 – Areas of various solid solutions; 8 – Area of almost pure copper; 9 – Defects in the form of pores and cracks

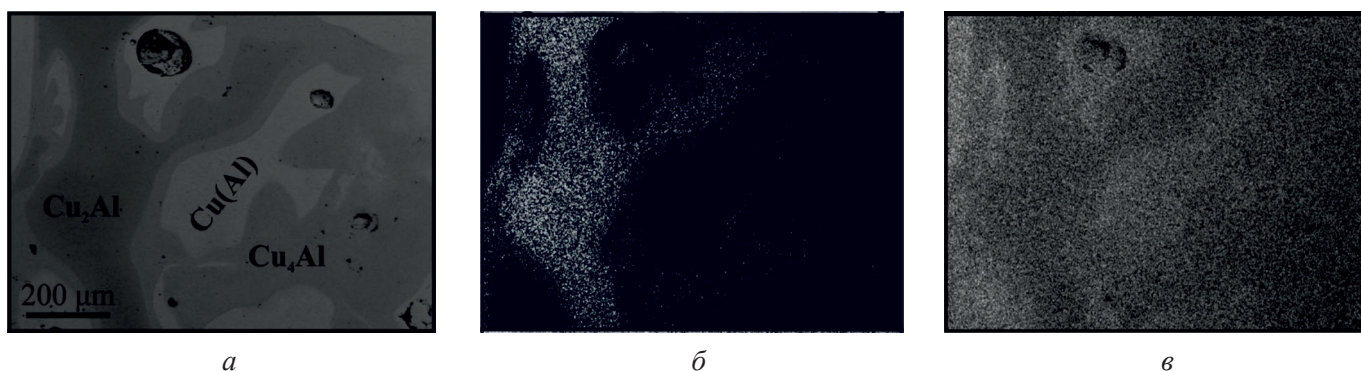


Рис. 11. Растровое электронное изображение:

a – структура в области формирования интерметаллидных прослоек; *б*, *в* – карты распределения химических элементов: алюминия (*б*) и меди (*в*) в приграничной области

Fig. 11. SEM-image:

a – structure in the area of intermetallic layers formation; *б*, *в* – chemical elements distribution maps in the border area: aluminum (*б*) and copper (*в*)

дости образцов в граничном слое (рис. 12) и образованию дефектов в виде трещин или расслоений по границам аналогично со сваркой трением с перемешиванием [45]. Как видно из графика, представленного на рис. 12, небольшие изменения микротвердости, соответствующие образованию твердых растворов 2, распространяются на расстояние до 13...15 мм от границы медных и алюминиевых слоев. Образование интерме-

таллидных фаз 1 происходит достаточно неоднородно и распространяется на расстояние до 8 мм от границы.

Закключение

Таким образом, в работе исследованы особенности формирования структур в полиметаллических образцах системы «медь–алюминий», полученных различными методами с расплавлением и без расплавления материалов. Выявлено, что в условиях сварки трением с перемешиванием возможно формирование материалов со сложной слоистой структурой в ограниченном объеме зоны перемешивания. Структура зоны перемешивания при фрикционной перемешивающей обработке существенно отличается от аналогичной зоны при сварке и содержит интерметаллиды другого состава с более равномерным распределением. Образование дефектов при фрикционной перемешивающей обработке зависит от расположения листов меди и алюминия в пакете. Проведение обработки путем замешивания в поверхностный слой алюминиевого сплава листового проката меди большой толщины из-за избыточного нагрева системы с точки зрения алюминиевого сплава, находящегося под медью, представляется затруднительным. Схема с расположением алюминиевого листа в зоне прилегания плеч инструмента представляется более перспективной. При этом за счет большого объема вводимого материала в зону перемешивания в ряде экспериментов вторая схе-

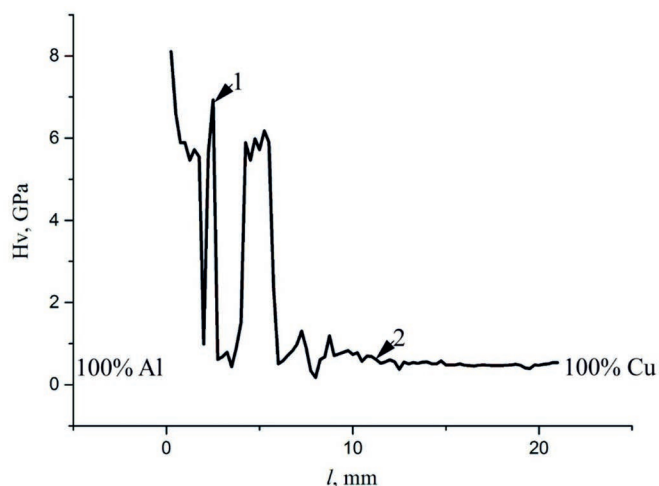


Рис. 12. Изменение микротвердости участка образца от зоны формирования интерметаллидной прослойки на границе со сплавом А5056 к области чистой меди С11000:

1 – интерметаллидные частицы; 2 – области твердых растворов

Fig. 12. Microhardness of the sample section from the intermetallic layer formation zone on the boundary of the AA5056 alloy to the pure copper C11000 area:

1 – intermetallic particles; 2 – areas of solid solutions

ма также приводит к формированию дефектов. Применение схем получения композиционных материалов с металлической матрицей путем введения в поверхностный слой порошкового материала в углубления в виде отверстий или канавок [15–19] не представляется перспективным с практической стороны. По этой причине для получения в поверхностном слое необходимых долей меди и алюминиевого сплава аддитивными методами для последующей фрикционной перемешивающей обработки представляется более перспективным. Кроме того, применение аддитивных технологий позволяет формировать детали как со сложной формой, так и с градиентным химическим и фазовым составом, чего трудно добиться путем сварки трением с перемешиванием или фрикционной перемешивающей обработкой.

При аддитивном получении образцов системы «медь–алюминий» происходит образование более твердых интерметаллидных фаз за счет более интенсивного перемешивания в жидком состоянии. Для совершенствования технологии аддитивного получения материалов перспективными направлениями являются получение образцов за счет градиентной подачи материала с использованием двух устройств подачи проволоки, что позволит избежать резкого градиента структуры от алюминия к меди, приводящего к образованию трещин и расслоений. Применение многопроволочной технологии дает возможность создания градиентных композиционных материалов с металлической матрицей и материалов с направленной кристаллизацией и ростом дендритов. Однако применение многопроволочной техники не позволяет формировать в поверхностном слое упрочненной мелкодисперсной структуры, делающей перспективным совмещение аддитивной электронно-лучевой технологии и фрикционной перемешивающей обработки.

Список литературы

1. Adhesion transfer in sliding a steel ball against an aluminum alloy / S.Yu. Tarasov, A.V. Filippov, E.A. Kolubaev, T.A. Kalashnikova // *Tribology International*. – 2017. – Vol. 115. – P. 191–198.
2. Towards aging in a multipass friction stir-processed AA2024 / K.N. Kalashnikov, S.Yu. Tarasov, A.V. Chumaevskii, S.V. Fortuna, A.A. Eliseev, A.N. Ivanov // *International Journal of Advanced*

Manufacturing Technology. – 2019. – Vol. 103 (5–8). – P. 2121–2132. – DOI: 10.1007/s00170-019-03631-3.

3. Abbasi M., Givi M., Bagheri B. Application of vibration to enhance efficiency of friction stir processing / *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2019. – Vol. 29 (7). – P. 1393–1400. – DOI: 10.1016/S1003-6326(19)65046-6.

4. Review of friction stir processing of magnesium alloys / R.A. Kumar, S. Ramesh, E.S. Kedarvignesh, M.S.A. Arulchelvam, S. Anjunath // *Materials Today: Proceedings*. – 2019. – Vol. 16 (2). – P. 1320–1324. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.05.230.

5. Ma Z.Y. Friction stir processing technology: a review // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2008. – Vol. 39 (3). – P. 642–658. – DOI: 10.1007/s11661-007-9459-0.

6. Reactive mechanism and mechanical properties of in-situ hybrid nano-composites fabricated from an Al–Fe₂O₃ system by friction stir processing / G. Azimi-Roeen, S.F. Kashani-Bozorg, M. Nosko, P. Švec // *Materials Characterization*. – 2017. – Vol. 127. – P. 279–287.

7. Influence of multi-pass friction stir processing on wear behaviour and machinability of an Al–Si hypoeutectic A356 alloy / S.K. Singh, R.J. Immanuel, S. Babu, S.K. Panigrahi, G.D. Janaki Ram // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 236. – P. 252–262. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.05.019.

8. Cast aluminium matrix composites modified with using FSP process – changing of the structure and mechanical properties / P. Kurtyka, N. Rylko, T. Tokarski, A. Wójcicka, A. Pietras // *Composite Structures*. – 2015. – Vol. 133. – P. 959–967.

9. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on an aluminum alloy // *Wear*. – 2014. – Vol. 318 (1–2). – P. 130–134.

10. Ultrasonic-assisted aging in friction stir welding on Al–Cu–Li–Mg aluminum alloy / S.Yu. Tarasov, V.E. Rubtsov, S.V. Fortuna, A.A. Eliseev, A.V. Chumaevsky, T.A. Kalashnikova, E.A. Kolubaev // *Welding in the World*. – 2017. – Vol. 61 (4). – P. 679–690.

11. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Gnyusov S.F., Kudinov Yu.A. Radioscopy of remnant joint line in a friction stir welded seam // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2015. – Vol. 51 (9). – P. 573–579.

12. Friction-stir welding of ultra-fine grained sheets of Al–Mg–Sc–Zr alloy / S. Malopheyev, S. Mironov, V. Kulitskiy, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 624. – P. 132–139.

13. Superplasticity of friction-stir welded Al–Mg–Sc sheets with ultrafine-grained microstructure / S. Malopheyev, S. Mironov, I. Vysotskiy, R. Kaibyshev //

Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 649. – P. 85–92.

14. Friction-stir welding of an Al-Mg-Sc-Zr alloy in as-fabricated and work-hardened conditions / S. Malopheyev, V. Kulitskiy, S. Mironov, D. Zhemchuzhnikova, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 600. – P. 159–170.

15. Fullerene/A5083 composites fabricated by material flow during friction stir processing / Y. Morisada, H. Fujii, T. Nagaoka, K. Nogi, M. Fukusumi // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2007. – Vol. 38. – P. 2097–2101. – DOI: 10.1016/j.compositesa.2007.07.004.

16. Lee C.J., Huang J.C. High strain rate superplasticity of Mg based composites fabricated by friction stir processing // *Materials Transactions*. – 2006. – Vol. 47. – P. 2773–2778.

17. Microstructure and mechanical property of nano-SiCp reinforced high strength Mg bulk composites produced by friction stir processing / K. Sun, Q.Y. Shi, Y.J. Sun, G.Q. Chen // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – Vol. 547. – P. 32–37.

18. Dixit M., Newkirk J.W., Mishra R.S. Properties of friction stir-processed Al 1100-NiTi composite // *Scripta Materialia*. – 2007. – Vol. 56. – P. 541–544.

19. Fabrication and mechanical properties of bulk NiTi/Al composites prepared by friction stir processing / D.R. Ni, J.J. Wang, Z.N. Zhou, Z.Y. Ma // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 586. – P. 368–374.

20. Microstructure and mechanical property of multi-walled carbon nanotubes reinforced aluminum matrix composites fabricated by friction stir processing / Q. Liu, L. Ke, F. Liu, C. Huang, L. Xing // *Materials and Design*. – 2013. – Vol. 45. – P. 343–348.

21. A novel way to produce bulk SiCp reinforced aluminum metal matrix composites by friction stir processing / W. Wang, Q.-Y. Shi, P. Liu, H.-K. Li, T. Li // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2009. – Vol. 209. – P. 2099–2103.

22. Fabrication of a new Al-Al₂O₃-CNTs composite using friction stir processing (FSP) / Z. Du, M.J. Tan, J.F. Guo, G. Bi, J. Wei // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 667. – P. 125–131.

23. Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties / T. Debroy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

24. Additive manufacturing of metals: a brief review of the characteristic microstructures and properties of steels, Ti-6Al-4V and high-entropy alloys / S. Gorsse, C. Hutchinson, M. Gouné, R. Banerjee // *Science*

and Technology of Advanced Materials. – 2017. – Vol. 18 (1). – P. 1–27.

25. Progress in additive manufacturing on new materials: a review / N. Li, S. Huang, G. Zhang, R. Qin, W. Liu, H. Xiong, G. Shi, J. Blackburn // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2019. – Vol. 35 (2). – P. 242–269.

26. Basak A., Das S. Epitaxy and microstructure evolution in metal additive manufacturing // *Annual Review of Materials Research*. – 2016. – Vol. 46. – P. 125–149.

27. Design of novel materials for additive manufacturing – isotropic microstructure and high defect tolerance / J. Günther, F. Brenne, M. Droste, M. Wendler, O. Volkova, H. Biermann, T. Niendorf // *Scientific Reports*. – 2018. – Vol. 8. – P. 1–14.

28. Wang Z., Palmer T.A., Beese A.M. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 110. – P. 226–235.

29. Characterization of wire arc additively manufactured titanium aluminide functionally graded material: microstructure, mechanical properties and oxidation behavior / J. Wang, Z. Pan, Y. Ma, Y. Lu, C. Shen, D. Cuiuri, H. Li // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 734. – P. 110–119.

30. Liu W.P., DuPont J.N. Fabrication of functionally graded TiC/Ti composites by laser engineered net shaping // *Scripta Materialia*. – 2003. – Vol. 48 (9). – P. 1337–1342.

31. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel / S.Yu. Tarasov, A.V. Filippov, N.L. Savchenko, S.V. Fortuna, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev, S.G. Psakhie // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 99 (9–12). – P. 2353–2363.

32. The Features of structure formation in chromium-nickel steel manufactured by a wire-feed electron beam additive process / A.V. Kolubaev, S.Yu. Tarasov, A.V. Filippov, Yu.A. Denisova, E.A. Kolubaev, A.I. Potekaev // *Russian Physics Journal*. – 2018. – Vol. 61 (8). – P. 1491–1498.

33. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel / S.Yu. Tarasov, A.V. Filippov, N.N. Shamarin, S.V. Fortuna, G.G. Maier, E.A. Kolubaev // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 803. – P. 364–370.

34. Fabrication of large Ti-6Al-4V structures by direct laser deposition / C.L. Qiu, G.A. Ravi, C. Dance, A. Ranson, S. Dilworth, M.M. Attallah // *Journal of*

Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 629. – P. 351–361.

35. Heat-treated microstructure and mechanical properties of laser solid forming Ti-6Al-4V alloy / S.Y. Zhang, X. Lin, J. Chen, W.D. Huang // *Rare Metals*. – 2009. – Vol. 28 (6). – P. 537–544.

36. Dinda G.P., Song L., Mazumder J. Fabrication of Ti-6Al-4V scaffolds by direct metal deposition // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2008. – Vol. 39 (12). – P. 2914–2922.

37. Edwards P., O'Conner A., Ramulu M. Electron beam additive manufacturing of titanium components: properties and performance // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. – 2013. – Vol. 135 (6). – P. 061016.

38. Comparison of the microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting / X. Zhao, S. Li, M. Zhang, Y. Liu, T.B. Sercombe, S. Wang, Y. Hao, R. Yang, L.E. Murr // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 95. – P. 21–31.

39. Phase constituent control and correlated properties of titanium aluminide intermetallic alloys through dual-wire arc additive manufacturing / J. Wang, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li // *Materials Letters*. – 2019. – Vol. 242. – P. 111–114.

40. Functionally graded material of 304L stainless steel and inconel 625 fabricated by directed energy deposition: characterization and thermodynamic

modeling / B.E. Carroll, R.A. Otis, J.P. Borgonia, J.O. Suh, R.P. Dillon, A.A. Shapiro, D.C. Hofmann, Z. Liu, A.M. Beese // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 108. – P. 46–54.

41. Articek U., Milfelner M., Anzel I. Synthesis of functionally graded material H13/Cu by LENS technology // *Advances in Production Engineering and Management*. – 2013. – Vol. 8 (3). – P. 169–176. – DOI: 10.14743/apem2013.3.164.

42. Kahlen F.J., Klitzing A. von, Kar A. Hardness, chemical, and microstructural studies for laser-fabricated metal parts of graded materials // *Journal of Laser Applications*. – 2000. – Vol. 12 (5). – P. 205–209.

43. Kaygisiz Y. Microstructure characterization and hardness of Al-Cu-Mn eutectic alloy // *China Foundry*. – 2018. – Vol. 15 (5). – P. 390–396. – DOI: 10.1007/s41230-018-7225-0.

44. Formation of Al₂Cu and AlCu intermetallics in Al(Cu) alloy matrix composites by reaction sintering / M. Aravind, P. Yu, M.Y. Yau, D.H.L. Ng // *Materials Science and Engineering: A*. – 2004. – Vol. 380 (1–2). – P. 384–393. – DOI: 10.1016/j.msea.2004.04.013.

45. Mixed mode I / II crack growth investigation for bi-metal FSW aluminum alloy AA7075-T6 / pure copper joints / M.R.M. Aliha, M.H. Kalantari, S.M.N. Ghoreishi, A.R. Torabi, S. Etesam // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. – 2019. – Vol. 103. – P. 102243. – DOI: 10.1016/j.tafmec.2019.102243.

Конфликт интересов

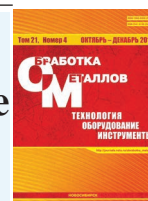
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Regularities of Composite Materials Formation using Additive Electron-Beam Technology, Friction Stir Welding and Friction Stir Processing

*Tatiana Kalashnikova^{1, a}, Anastasia Gusarova^{1, b}, Andrey Chumaevskii^{1, c},
Evgeny Knyazhev^{2, d}, Mikhail Shvedov^{3, e}, Petr Vasilyev^{3, f}*

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science Siberian Branch of Russian Academy of Science, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

² National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

³ I. N. Ulianov Chuvash State University, 15 Moskovsky Prospekt, Cheboksary, 428015, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-0388-4011>,  gelombang@ispms.tsc.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-4208-7584>,  gusarova@ispms.ru,
^c  <http://orcid.org/0000-0002-1983-4385>,  tch7av@gmail.com, ^d  <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>,  zhenya4825@gmail.com,
^e  <https://orcid.org/0000-0002-5735-6134>,  shved1951@rambler.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-5147-6266>,  svarkacheb@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 16 September 2019

Revised: 14 October 2019

Accepted: 15 October 2019

Available online: 15 December 2019

Keywords:

Friction Stir Welding
Friction Stir Processing
Electron-beam Additive
Manufacturing
Structural-phase state
Mechanical properties

Funding

The work on obtaining and studying the structure of samples by friction stir welding and friction stir processing is performed within the frame of the Fundamental Research Program of the State Academies of Sciences for 2013–2020, line of research III.23. The works on obtaining and studying the structure by the method of additive electron-beam manufacturing were supported by the Russian Scientific Foundation (project № 19-79-00136).

ABSTRACT

Introduction. At the present time, among the methods of obtaining polycrystalline structures of great importance are the technologies of solid-phase and liquid-phase materials production, as well as the ways of combining different methods and using hybrid technologies. In this connection, it is necessary to carry out complex comparative research tests of structural-phase changes in the materials obtained by different methods from dissimilar metals and alloys. **The purpose of this work** is to obtain polycrystalline structures of “copper-aluminum” system by different methods and to study the structural-phase state of the materials. The structure of copper-aluminum polycrystalline samples formed by friction stir welding, friction stir processing and additive electron-beam wire-feed technology has been studied. **The methods** as optical microscopy, scanning electron microscopy and microhardness measurement were used in the study. **Results and discussions.** Different features of solid solutions and intermetallic phases formation in materials at various technological processes are revealed, and peculiarities of defects formation depending on technological methods of samples formation are determined. Possibilities of obtaining samples with a composite structure including hardening intermetallic particles in the metal matrix by different manufacturing and processing methods are determined. The received data testify to the formation of intermetallic phases of higher hardness in the boundary layer area during the mixing of the system components in the liquid state under the additive electron-beam technology conditions. Distribution of intermetallic components is more uniform at friction stir processing of copper and aluminum sheet metal package with an arrangement of aluminum alloy sheet in the upper part. The least hard intermetallic phases are formed during friction stir welding. Overheating of the system and sample destruction is possible with different positions of copper and aluminum alloy sheets during friction stir welding and processing. The heterogeneous structure of the stir zone of the system components during friction stir welding is determined by different conditions on the advancing and retreating sides of the sample. The structure of the stir zone of the heterogeneous materials sample is similar to that formed during friction stir welding of homogeneous materials and is represented by a vortex structure with alternation of different system components layers. Intensive diffusion interaction of aluminum alloy and copper during friction stir processing leads to the introduction of solid solutions and intermetallic phases to a significant depth in the heat-affected zone of copper sheet. Sample destruction due to the defect formation in the form of different scale level cracks at additive electron-beam technology occurs mainly in the zone of the hardest intermetallic phase formation along the boundaries of various structural components.

For citation: Kalashnikova T.A., Gusarova A.V., Chumaevskii A.V., Knyazhev E.O., Shvedov M.A., Vasilyev P.A. Regularities of composite materials formation using additive electron-beam technology, friction stir welding and friction stir processing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = Metal Working and Material Science, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 94–112. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-94-112. (In Russian).

* Corresponding author

Kalashnikova Tatiana A., Junior Staff Scientist
Institute of Strength Physics and Materials Science
Siberian Branch of Russian Academy of Science,
2/4, pr. Akademicheskii,
Tomsk, 634055, Russian Federation
Tel.: 8 (913) 883-70-02, e-mail: gelombang@ispms.tsc.ru

References

1. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Kolubaev E.A., Kalashnikova T.A. Adhesion transfer in sliding a steel ball against an aluminum alloy. *Tribology International*, 2017, vol. 115, pp. 191–198.
2. Kalashnikov K.N., Tarasov S.Yu., Chumaevskii A.V., Fortuna S.V., Eliseev A.A., Ivanov A.N. Towards aging in a multipass friction stir-processed AA2024. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 103 (5–8), pp. 2121–2132. DOI: 10.1007/s00170-019-03631-3.
3. Abbasi M., Givi M., Bagheri B. Application of vibration to enhance efficiency of friction stir processing. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, vol. 29 (7), pp. 1393–1400. DOI: 10.1016/S1003-6326(19)65046-6.
4. Kumar R.A., Ramesh S., Kedarvignesh E.S., Arulchelvam M.S.A., Anjunath S. Review of friction stir processing of magnesium alloys. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 16 (2), pp. 1320–1324. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.05.230.
5. Ma Z.Y. Friction stir processing technology: a review. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, vol. 39 (3), pp. 642–658. DOI: 10.1007/s11661-007-9459-0.
6. Azimi-Roeen G., Kashani-Bozorg S.F., Nosko M., Švec P. Reactive mechanism and mechanical properties of in-situ hybrid nano-composites fabricated from an Al-Fe₂O₃ system by friction stir processing. *Materials Characterization*, 2017, vol. 127, pp. 279–287.
7. Singh S.K., Immanuel R.J., Babu S., Panigrahi S.K., Janaki Ram G.D. Influence of multi-pass friction stir processing on wear behaviour and machinability of an Al-Si hypoeutectic A356 alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 236, pp. 252–262. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.05.019.
8. Kurtyka P., Rylko N., Tokarski T., Wójcicka A., Pietras A. Cast aluminium matrix composites modified with using FSP process – changing of the structure and mechanical properties. *Composite Structures*, 2015, vol. 133, pp. 959–967.
9. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on an aluminum alloy. *Wear*, 2014, vol. 318 (1–2), pp. 130–134.
10. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Fortuna S.V., Eliseev A.A., Chumaevsky A.V., Kalashnikova T.A., Kolubaev E.A. Ultrasonic-assisted aging in friction stir welding on Al-Cu-Li-Mg aluminum alloy. *Welding in the World*, 2017, vol. 61 (4), pp. 679–690.
11. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Gnyusov S.F., Kudinov Yu.A. Radioscopy of remnant joint line in a friction stir welded seam. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2015, vol. 51 (9), pp. 573–579.
12. Malopheyev S., Mironov S., Kulitskiy V., Kaibyshev R. Friction-stir welding of ultra-fine grained sheets of Al-Mg-Sc-Zr alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 624, pp. 132–139.
13. Malopheyev S., Mironov S., Vysotskiy I., Kaibyshev R. Superplasticity of friction-stir welded Al-Mg-Sc sheets with ultrafine-grained microstructure. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 649, pp. 85–92.
14. Malopheyev S., Kulitskiy V., Mironov S., Zhemchuzhnikova D., Kaibyshev R. Friction-stir welding of an Al-Mg-Sc-Zr alloy in as-fabricated and work-hardened conditions. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 600, pp. 159–170.
15. Morisada Y., Fujii H., Nagaoka T., Nogi K., Fukusumi M. Fullerene/A5083 composites fabricated by material flow during friction stir processing. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2007, vol. 38, pp. 2097–2101. DOI: 10.1016/j.compositesa.2007.07.004.
16. Lee C.J., Huang J.C. High strain rate superplasticity of Mg based composites fabricated by friction stir processing. *Materials Transactions*, 2006, vol. 47, pp. 2773–2778.
17. Sun K., Shi Q.Y., Sun Y.J., Chen G.Q. Microstructure and mechanical property of nano-SiCp reinforced high strength Mg bulk composites produced by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 547, pp. 32–37.
18. Dixit M., Newkirk J.W., Mishra R.S. Properties of friction stir-processed Al 1100-NiTi composite. *Scripta Materialia*, 2007, vol. 56, pp. 541–544.
19. Ni D.R., Wang J.J., Zhou Z.N., Ma Z.Y. Fabrication and mechanical properties of bulk NiTi/Al composites prepared by friction stir processing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 586, pp. 368–374.
20. Liu Q., Ke L., Liu F., Huang C., Xing L. Microstructure and mechanical property of multi-walled carbon nanotubes reinforced aluminum matrix composites fabricated by friction stir processing. *Materials and Design*, 2013, vol. 45, pp. 343–348.

21. Wang W., Shi Q.-Y., Liu P., Li H.-K., Li T. A novel way to produce bulk SiCp reinforced aluminum metal matrix composites by friction stir processing. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, vol. 209, pp. 2099–2103.
22. Du Z., Tan M.J., Guo J.F., Bi G., Wei J. Fabrication of a new Al-Al₂O₃-CNTs composite using friction stir processing (FSP). *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 667, pp. 125–131.
23. Debroy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
24. Gorsse S., Hutchinson C., Gouné M., Banerjee R. Additive manufacturing of metals: a brief review of the characteristic microstructures and properties of steels, Ti-6Al-4V and high-entropy alloys. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2017, vol. 18 (1), pp. 1–27.
25. Li N., Huang S., Zhang G., Qin R., Liu W., Xiong H., Shi G., Blackburn J. Progress in additive manufacturing on new materials: a review. *Journal of Materials Science and Technology*, 2019, vol. 35 (2), pp. 242–269.
26. Basak A., Das S. Epitaxy and microstructure evolution in metal additive manufacturing. *Annual Review of Materials Research*, 2016, vol. 46, pp. 125–149.
27. Günther J., Brenne F., Droste M., Wendler M., Volkova O., Biermann H., Niendorf T. Design of novel materials for additive manufacturing – isotropic microstructure and high defect tolerance. *Scientific Reports*, 2018, vol. 8, pp. 1–14.
28. Wang Z., Palmer T.A., Beese A.M. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing. *Acta Materialia*, 2016, vol. 110, pp. 226–235.
29. Wang J., Pan Z., Ma Y., Lu Y., Shen C., Cuiuri D., Li H. Characterization of wire arc additively manufactured titanium aluminide functionally graded material: microstructure, mechanical properties and oxidation behavior. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 734, pp. 110–119.
30. Liu W.P., DuPont J.N. Fabrication of functionally graded TiC/Ti composites by laser engineered net shaping. *Scripta Materialia*, 2003, vol. 48 (9), pp. 1337–1342.
31. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Savchenko N.L., Fortuna S.V., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Psakhie S.G. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 99 (9–12), pp. 2353–2363.
32. Kolubaev A.V., Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Denisova Yu.A., Kolubaev E.A., Potekaev A.I. The features of structure formation in chromium-nickel steel manufactured by a wire-feed electron beam additive process. *Russian Physics Journal*, 2018, vol. 61 (8), pp. 1491–1498.
33. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Shamarin N.N., Fortuna S.V., Maier G.G., Kolubaev E.A. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 803, pp. 364–370.
34. Qiu C.L., Ravi G.A., Dance C., Ranson A., Dilworth S., Attallah M.M. Fabrication of large Ti-6Al-4V structures by direct laser deposition. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 629, pp. 351–361.
35. Zhang S.Y., Lin X., Chen J., Huang W.D. Heat-treated microstructure and mechanical properties of laser solid forming Ti-6Al-4V alloy. *Rare Metals*, 2009, vol. 28 (6), pp. 537–544.
36. Dinda G.P., Song L., Mazumder J. Fabrication of Ti-6Al-4V scaffolds by direct metal deposition. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, vol. 39 (12), pp. 2914–2922.
37. Edwards P., O’Conner A., Ramulu M. Electron beam additive manufacturing of titanium components: properties and performance. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2013, vol. 135 (6), p. 061016.
38. Zhao X., Li S., Zhang M., Liu Y., Sercombe T.B., Wang S., Hao Y., Yang R., Murr L.E. Comparison of the microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting. *Materials and Design*, 2016, vol. 95, pp. 21–31.
39. Wang J., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Phase constituent control and correlated properties of titanium aluminide intermetallic alloys through dual-wire arc additive manufacturing. *Materials Letters*, 2019, vol. 242, pp. 111–114.
40. Carroll B.E., Otis R.A., Borgonia J.P., Suh J.O., Dillon R.P., Shapiro A.A., Hofmann D.C., Liu Z., Beese A.M. Functionally graded material of 304L stainless steel and inconel 625 fabricated by directed energy deposition: characterization and thermodynamic modeling. *Acta Materialia*, 2016, vol. 108, pp. 46–54.

41. Articek U., Milfelner M., Anzel I. Synthesis of functionally graded material H13/Cu by LENS technology. *Advances in Production Engineering and Management*, 2013, vol. 8 (3), pp. 169–176. DOI: 10.14743/apem2013.3.164.
42. Kahlen F.J., Klitzing A. von, Kar A. Hardness, chemical, and microstructural studies for laser-fabricated metal parts of graded materials. *Journal of Laser Applications*, 2000, vol. 12 (5), pp. 205–209.
43. Kaygisiz Y. Microstructure characterization and hardness of Al-Cu-Mn eutectic alloy. *China Foundry*, 2018, vol. 15 (5), pp. 390–396. DOI: 10.1007/s41230-018-7225-0.
44. Aravind M., Yu P., Yau M.Y., Ng D.H.L. Formation of Al₂Cu and AlCu intermetallics in Al(Cu) alloy matrix composites by reaction sintering. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 380 (1–2), pp. 384–393. DOI: 10.1016/j.msea.2004.04.013.
45. Aliha M.R.M., Kalantari M.H., Ghoreishi S.M.N., Torabi A.R., Etesam S. Mixed mode I / II crack growth investigation for bi-metal FSW aluminum alloy AA7075-T6 / pure copper joints. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2019, vol. 103, p. 102243. DOI: 10.1016/j.tafmec.2019.102243.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2019 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).