

Научноёмкие технологии в машиностроении. 2025. №1 (163). С. 17-25.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2025. №1 (163). P. 17-25.

Научная статья
УДК 621.7/620.3
doi: 10.30987/2223-4608-2025-1-17-25

О механизме формирования микроструктуры композиционного материала при сварке разнородных компонентов в режиме трения с перемешиванием

Анатолий Дмитриевич Шляпин¹, д.т.н.
Виктор Васильевич Овчинников², д.т.н.
Надежда Владимировна Учеваткина³, к.х.н.

^{1, 2, 3} Московский политехнический университет, Москва, Россия

¹ 6883412@mail.ru; <https://orcid.org/0000-0003-0600-5737>

² vikov1956@mail.ru; <https://orcid.org/0000-0003-2948-2202>

³ uchevatkina@yandex.ru; <https://orcid.org/0000-0002-4772-6170>

Аннотация. Рассмотрена проблема формирования соединения при фрикционной обработке композиционных материалов на основе несмешивающихся компонентов. Показана роль полос адиабатического сдвига (ПАС) во взаимодействии с элементами, формирующими композиционный материал. Описаны эффекты миграции тяжелых легкоплавких компонентов по ПАС со скоростями намного превышающие скорости традиционной диффузии, позволяют по-новому взглянуть на возможности эффекта сварки трением с перемешиванием не только как на эффективный метод сварки, но также как на основу альтернативной технологии производства сплавов несмешивающихся компонентов в массивных образцах. Установлено, что температура в зоне перемешивания была достаточно высокой для интенсивного образования твердых растворов и интерметаллидных фаз. Структура таких частиц формировалась под воздействием нагрева и интенсивной пластической деформации в условиях возможной реализации двух механизмов миграции компонентов – диффузионного и миграционного по ПАС, воспроизводимых при каждом обороте инструмента. Увеличение содержания свинца в композиционном материале с 5 до 44 % привело к снижению коэффициента трения с 0,28 до 0,13. Основное снижение коэффициента трения композиционного материала системы Al–Pb достигается в интервале содержания свинца 0...30 % масс. Развитие обсуждавшейся выше альтернативной технологии производства композиционных материалов (КМ) специального назначения предусматривает два взаимосвязанных направления – расширение номенклатуры новых функциональных КМ используя уникальные возможности технологии СТП и уточнение механизма структурно-фазовых превращений, лежащих в основе этой технологии. В частности, очевидно, что в дополнительном исследовании нуждаются и механизм, и кинетика формирования ПАС и их роли в формировании микроструктуры и свойств композитов.

Ключевые слова: фрикционная обработка, композиционный материал, несмешивающиеся компоненты, полосы адиабатического сдвига, система Al–Pb, коэффициент трения

Благодарности: материал подготовлен в рамках научных исследований по проекту №FZRR-2023-0005 «Разработка основополагающих технологических принципов применения концентрированных потоков энергии для получения новых импортозамещающих композиционных материалов специального назначения на основе систем несмешивающихся компонентов», экспериментальные исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования Московского политехнического университета.

Для цитирования: Шляпин А.Д., Овчинников В.В., Учеваткина Н.В. О механизме формирования микроструктуры композиционного материала при сварке разнородных компонентов в режиме трения с перемешиванием // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2025. № 1 (163). С. 17–25. doi: 10.30987/2223-4608-2025-1-17-25

Speaking of mechanism responsible for a composite material microstructure formation under welding of heterogeneous components in a friction with stirring mode

Anatoly D. Shlyapin¹, D.Eng.

Viktor V. Ovchinnikov², D. Eng.

Nadezhda V. Uchevatkina³, PhD. Eng.

^{1, 2, 3} Moscow Polytechnic University, Moscow, Russia

¹ 6883412@mail.ru

² vikov1956@mail.ru

³ uchevatkina@yandex.ru

Abstract. The problem of joint formation under friction treatment of composite materials based on immiscible components is viewed. The role of adiabatic shear bands (AShB) in the interaction with the elements forming the composite material is shown. The effects of migration of heavy low-melting components compared to adiabatic shear bands at speeds much higher than the speeds of traditional diffusion are described, making possible to take a fresh look at the possibilities of the effect of friction welding with stirring not only as an effective welding method, but also as the basis for an alternative technology for the production of alloys for immiscible components in bulk samples. It was found that the temperature in the stirring zone was high enough for intensive formation of solid solutions and intermetallic phases. The structure of such particles was formed under the influence of heating and intense plastic deformation under the conditions of the possible implementation of two mechanisms of component migration – diffusion and migration ones along AShB, reproduced with each rotation of the tool. An increase in the lead content in the composite material from 5 to 44 % led to a decrease in the coefficient of friction from 0,28 to 0,13. The main reduction in the coefficient of friction of the composite material of the Al – Pb system is achieved in the range of lead content of 0...30 wt. %. The development of the alternative technology for the production of special-purpose composite materials (CM) discussed above provides for two interrelated directions - expanding the range of new functional CM using the unique capabilities of FSW technology and clarifying the mechanism of structural and phase transformations underlying this technology. In particular, it is obvious that the mechanism and kinetics of AShB formation and their role in the formation of the microstructure and properties of composites need additional research.

Keywords: friction treatment, composite material, immiscible components, adiabatic shear bands, Al–Pb system, friction coefficient.

Acknowledgements: The material was prepared within the framework of scientific research under project No. FZRR-2023-0005 «Development of fundamental technological principles for the use of concentrated energy flows to obtain new import-substituting composite materials for special purposes based on immiscible component systems», experimental studies were conducted using equipment from the shared use center of the Moscow Polytechnic University.

For citation: Shlyapin A.D., Ovchinnikov V.V., Uchevatkina N.V. Speaking of mechanism responsible for a composite material microstructure formation under welding of heterogeneous components in a friction with stirring mode / Science intensive technologies in mechanical engineering. 2025. № 1 (163). P. 17–25. doi: 10.30987/2223-4608-2025-1-17-25

Введение

Композиционные материалы на основе несмешивающихся компонентов (НК) обладают рядом уникальных свойств [1]. Недавно появились новые интересные и перспективные направления, основанные на применении достижений нанотехнологий, позволяющие создавать уникальные материалы данного класса для изделий малого размера (пленки, покрытия, макрочастицы). Следует отметить, что при этом остается актуальной проблема создания массивных изделий из материалов на основе НК.

Среди наиболее перспективных направлений работ в этой области были чаще других называют технологии, основанные на

применении концентрированных потоков энергии (КПЭ) различного вида. К ним в первую очередь можно отнести применение лазеров, электронно-лучевого, электроимпульсного и ударно-волнового воздействия, механическое легирование. Также рассматривался в качестве наиболее перспективного для получения объемных изделий из НК метод сварки трением с перемешиванием (СТП).

Анализ структурных и фазовых превращений, происходящих под воздействием названных источников энергии, в частности и особенно в сплавах на основе НК, показал, что в большинстве случаев формирование структуры может проходить при участии полос адиабатического сдвига (ПАС). В данной

статье мы рассмотрим каким образом ПАС могут влиять на взаимодействие компонентов при формировании структуры и рассмотрим некоторые примеры и перспективы применения СТП для производства КМ, получение которых традиционными методами затруднено или невозможно.

Феноменологические исследования процессов скоростной пластической деформации металлов позволили установить, что деформация протекает негетогенно и сконцентрирована в узких полосах сдвига. Локализация пластического сдвига является следствием резких структурных изменений в материалах и может сопровождаться полиморфными превращениями, фрагментацией, ориентационной и ротационной неустойчивостью. При этом адиабатический нагрев может вызвать значительное повышение температуры в локализованном объеме и снижение локального предела текучести. Малые времена делают процесс близким к адиабатическому. Области сильно локализованной пластической деформации называют полосами адиабатического сдвига (ПАС). Пластическая деформация в области ПАС достигает ~ 100 %, а скорость деформации составляет $10^6 \dots 10^8 \text{ с}^{-1}$ [2, 3].

Известно, что полосы адиабатического сдвига (далее ПАС) – образуются в сравнительно небольшой области образцов, при высоких нагрузках и при интенсивных сдвиговых деформациях. Они часто ведут к разрушению материалов, и это одна из причин, почему очень важно учитывать и понимать эти процессы. Они наблюдались во многих физических экспериментах, включая пробивание материалов при высоких скоростях. Исследование образования полос адиабатического сдвига является трудной задачей из-за больших напряжений, сопровождающих процесс, возникающих высоких температур при изучении различного рода материалов. Трудностью проведения экспериментальных работ является также и то, что процессы носят локальный характер и происходят с очень большой скоростью.

ПАС взаимодействуют с элементами, из которых сформирован композиционный материал. Эта особенность заключается в том, что одним из общих свойств процесса локализации пластической деформации является

массоперенос различного рода частиц к местам локальной повреждаемости и полосы адиабатического сдвига не являются исключением.

В работах [4, 5] при изучении микроструктуры полос локализованной деформации в алюминиевых и медных сплавах, а также сталях обнаружен эффект, названный авторами самозалечиванием. Он состоит в том, что из матричного материала в зону ПАС мигрируют элементы внедрения (O, C) и частицы упрочняющей фазы. Эта миграция сопровождается созданием очень тонкого слоя, примыкающего к ПАС, обогащённого названными элементами и снижением микротвёрдости в слоях по обе стороны от полос деформации.

Описанные выше эффекты миграции тяжёлых легкоплавких компонентов по ПАС со скоростями намного превышающие скорости традиционной диффузии позволяют по-новому взглянуть на возможности эффекта сварки трением с перемешиванием не только как на эффективный метод сварки, но также как на основу альтернативной технологии производства сплавов несмешивающихся компонентов в массивных образцах.

Область локализации ПАС может составлять примерно от 1 до 500 мкм. Аккомодация сильной пластической деформации при образовании ударных кратеров, обтекании и пробивании баллистических стержней в толстых мишенях, формировании кумулятивных зарядов, а также при различных видах сварки и обработки трением также происходит путем развития локализованных или перекрывающихся полос адиабатического сдвига.

Установлено, что процессе фрикционной обработки наблюдается формирование многочисленных ПАС [6 – 8].

Целью данного исследования являлось изучение механизма формирования композиционного материала на базе несмешивающихся компонентов систем Al – Pb, Al – Cu и роль в этом процессе полос адиабатического скольжения (ПАС).

Материалы и методы исследований

Формирование композиционных материалов на базе несмешивающихся компонентов систем Al – Pb, Al – Cu с помощью фрикционной обработки осуществляли в

соответствии со схемой, представленной на рис. 1 [9]. Процесс введения свинца в алюминий при синтезе композиционного материала системы Al – Pb возможно осуществлять в два этапа: на первом этапе проходом

инструментом без стержня осуществляется закрытие паза, а на втором этапе – инструментом со стержнем, собственно, осуществляется формирование композиционного материала.

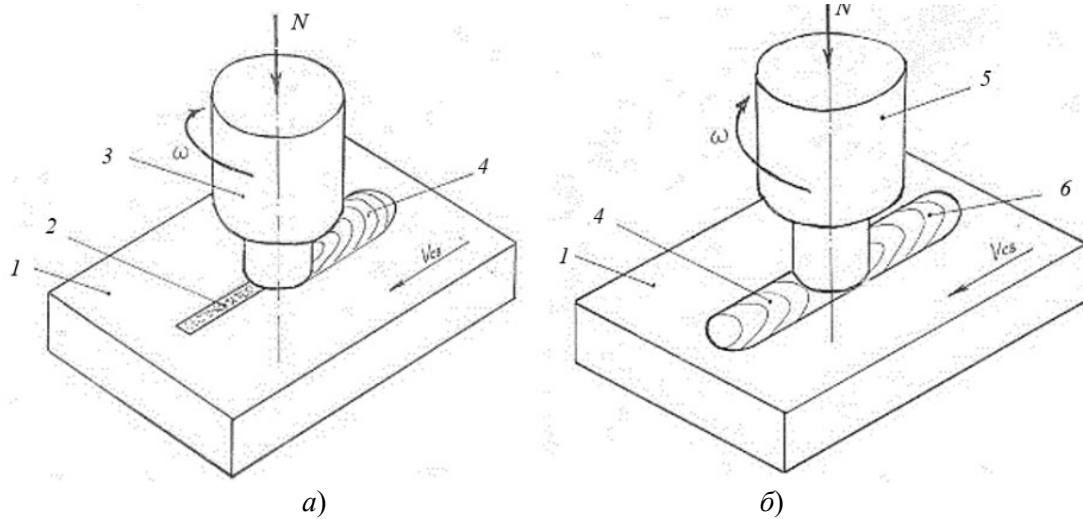


Рис. 1. Схема получения композиционного материала системы Al – Pb с помощью сварки трением с перемешиванием:

a – закрытие паза со свинцовым порошком; *b* – проход инструментом со стержнем для получения композиционного материала; *1* – пластина из алюминиевого сплава 1565чН2; *2* – паз с порошком свинца; *3* – рабочий инструмент без стержня; *4* – закрывающий паз шов; *5* – инструмент со стержнем; *6* – шов, состоящий из композиционного материала системы Al – Pb; *N* – осевое усилие на рабочий инструмент; ω – частота вращения рабочего инструмента

Fig. 1. Scheme of obtaining composite material of the Al – Pb system by FSW:

a – closing the groove with lead powder; *b* – using a tool with a rod to obtain composite material: *1* – aluminum alloy plate 1565СIN2; *2* – groove with lead powder; *3* – working tool without a rod; *4* – seam closing the groove; *5* – tool with a rod; *6* – seam consisting of a composite material of the Al – Pb system; *N* – axial force on the working tool; ω – rotation frequency of the working tool

Для реализации метода использовали пластины из алюминиевого сплава 1565чН2 размерами 200×100×6 мм. Механические свойства листов и плит сплава 1565чН2 в

соответствии со стандартами и механические свойства полуфабрикатов, используемых в исследовании, приведены в табл. 1 и 2.

1. Механические свойства листов из сплава 1565ч по стандартам

1. Mechanical properties of 1565CI alloy sheets according to standards

| Полуфабрикат, толщина | Состояние поставки | Механические свойства | | |
|-----------------------|--------------------|--|--|--------------------------------------|
| | | Временное сопротивление σ_b , МПа | Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа | Относительное удлинение δ , % |
| Лист, 3...6 мм | М | 335 | 170 | 15 |
| | Н2 (Н116) | 360 | 255 | 10 |

2. Механические свойства листов сплава 1565ЧН2 (Н116)

2. Mechanical properties of alloy sheets 1565CIN2(N116)

| Полуфабрикат, толщина | Направление вырезки образцов | Механические свойства | | | | |
|--------------------------|------------------------------------|---|---|--|--------------------------------|---|
| | | Временное сопротивле- ние σ_B , МПа | Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа | Относитель- ное удлинение δ , % | Угол изгиба α , ° | Ударная вязкость КСУ, Дж/см ² |
| Лист, 6 мм | Поперечное | <u>380...400</u> 388 | <u>288...305</u> 294 | <u>11,2...12,3</u> 11,8 | – | – |
| | Продольное | <u>395...410</u> 400 | <u>320...330</u> 323 | <u>12,0...13,5</u> 12,5 | 110/90* | – |

Примечания: * – диаметр пуансона $D = 3t/2t$, где t – толщина образца; ** – диаметр пуансона $D = 2t$.

В общем случае ширина сварного шва зависела от размера заплечика используемого рабочего инструмента. Все сварные соединения, исследованные в данной работе, были

выполнены инструментами, которые формировали для листов толщиной 6,0 мм шов шириной ~16 мм. Режимы сварки образцов приведены в табл. 3.

3. Режимы сварки трением с перемешиванием листов сплава 1565ЧН2 (Н116)

3. FSW modes for alloy sheets 1565CIN2 (N116)

| Полуфабрикат, толщина | Частота вращения инструмента, об/мин | Скорость сварки, мм/мин | Угол наклона инструмента в плоскости стыка (против часовой стрелки), ° | Усилие прижатия буртика инструмента к поверхности деталей, кН |
|--------------------------|---|----------------------------|--|--|
| Лист, 6 мм | 550...900 | 125...300 | 3 | 1,5...1,8 |

Сварку трением с перемешиванием осуществляли на лабораторной установке, изготовленной на базе вертикального фрезерного станка с ЧПУ и дополнительно оснащенного индикатором вертикального перемещения фрезерной головки. Для сварки использовался инструмент, выполненный из быстрорежущей стали, со штифтом конусообразной формы и винтовой линией.

Длину наконечника инструмента выбирали таким образом, чтобы она была на 0,1...0,15 мм меньше толщины свариваемого металла. Сварку выполняли углом вперед при

наклоне инструмента относительно вертикальной оси на 2...3°. С помощью суппорта закрепленный на валу электродвигателя инструмент перемещался в вертикальной плоскости, благодаря чему обеспечивалось необходимое заглубление его рабочих частей в свариваемый материал, и поддерживалась постоянная величина осевого усилия его прижатия к соединяемым деталям в процессе сварки. Свариваемые листы надежно фиксировались на стальной подкладке подвижного стола.

Образцы для оптической металлографии и ориентационной микроскопии

вырезались таким образом, чтобы исследуемая поверхность была перпендикулярна направлению сварки. Металлографические наблюдения осуществлялись на оптическом микроскопе Olympus GX-71.

Фрактографическое изучение поверхности изломов, разрушенных образцов после механических испытаний проводили методами оптической и растровой электронной микроскопии. Электронную микроскопию производили с помощью растрового электронного микроскопа сверхвысокого разрешения evo-50 фирмы «Karl Zeiss», укомплектованного системой энергодисперсионного микроанализа, позволяющего производить картирование по элементному составу.

Твердость полученных слоев оценивали твердомером Виккерса при нагрузке 1 кг. При этом твердость определяли как поперек швов, так и на поверхности швов.

Были проведены также испытания на трение и изнашивание упрочненных слоев на поршневом трибометре SRV с вращательной измерительной камерой по схеме трения шар – плоскость в соответствии с требованиями ASTM G133-02.

Для обеспечения наиболее высокой температуры процесса (и, соответственно, гарантированного растворения частиц вторичных фаз в зоне перемешивания) было решено использовать максимальную частоту вращения, допустимую на установке для СТП, использованной в данной работе.

Результаты исследований и их обсуждение

Рассмотрим примеры получения образцов КМ методом СТП для систем сплав 1565чН2 – медь, сплава 1565чН2 – свинец и сплава 1565чН2 – олово. На рис. 2 приведен фрагмент микроструктуры композиционного материала 1565чН2-медь, получающегося в результате одного прохода инструмента.

Из рис. 2 достаточно четко видно, что температура в зоне перемешивания была достаточно высокой для интенсивного образования твердых растворов и интерметаллидных фаз. Диаметр наблюдаемых частиц на основе меди находится в диапазоне 3 до 8 мкм. Структура таких частиц формировалась под воздействием нагрева и интенсивной пластической

деформации в условиях возможной реализации двух механизмов миграции компонентов – диффузионного и миграционного по ПАС, воспроизводимых при каждом обороте инструмента.



Рис. 2. Сканирующая электронная микроскопия типичной частицы меди в центральной части зоны перемешивания сплава 1565чН2

Fig. 2. Scanning electron microscopy of a typical copper particle in the central part of the mixing zone of alloy 1565чН2

Четыре слоя, наблюдаемых в частице демонстрируют последовательность ее вовлеченности в процесс структурно-фазовых превращений при вращении и поступательного движения инструмента. Чем темнее слой на изображении, тем больше алюминия в нем содержится. Слой 1 содержит преимущественно медь в своем составе. По мере перехода от 2 к 4 слою содержание алюминия возрастает. Темная область за пределами частицы – это алюминиевый сплав 1565чН2, содержащий в своем составе примерно 5,6 % Mg.

Слоистое строение зоны сформированного композита на рис. 3 подтверждает возможность реализации механизма адиабатического сдвига.

Для получения КМ алюминий-свинец и олово-свинец применяли иную схему СТП (рис. 4). Диапазон частот вращения рабочего инструмента и скоростей сварки приняли равными 700...900 об/мин и 125...200 мм/мин соответственно.

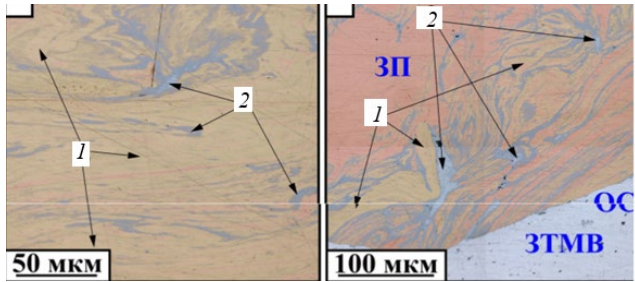
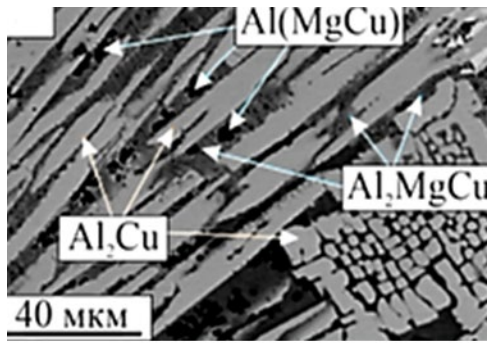


Рис. 3. Изображение областей твердого раствора и интерметаллидных фаз в металлогрифическом и электронном микроскопе:

1 – области меди; 2 – области алюминия

Fig. 3. Image of solid solution regions and intermetallic phases in a metallographic and electron microscope:

1 – copper regions; 2 – aluminum regions

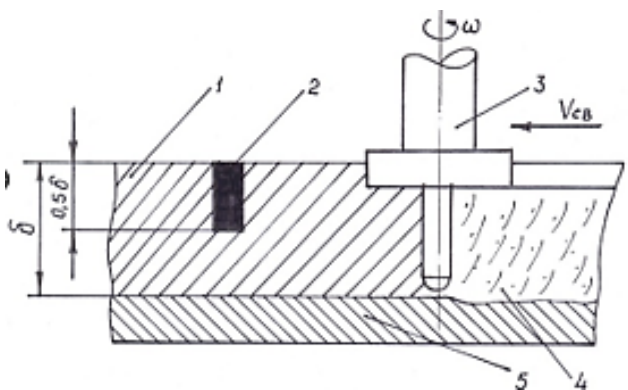


Рис. 4. Схема осуществления эксперимента по получению КМ алюминий – свинец и алюминий – олово путем СТП:

1 – пластина из сплава 1565чН2; 2 – столбик из легкоплавкого металла (олово, свинец) диаметром 4 мм; 3 – рабочий инструмент; 4 – зона перемешивания (шов композиционный материал); 5 – подкладка

Fig. 4. Scheme of the experiment on obtaining aluminum – lead and aluminum – tin CM by using FSW:

1 – a plate made of alloy 1565чН2; 2 – a column of low-melting metal (tin, lead) with a diameter of 4 mm; 3 – a working tool; 4 – a stirring zone (seam composite material); 5 – backing jig

Приведенная на рис. 5 структура представлена двумя основными видами составляющих – крупной, в виде контура границ зерен и более дисперсной – внутризеренной. Первая образуется в результате течения пластифицированного алюминиевого сплава за рабочим инструментом и оттеснения более тугоплавкими зёрнами алюминия жидкого свинца на границы зерен, где он затем кристаллизуется в виде прослоек. Вторая предположительно является следствием миграции свинца по ПАС, образующимся непрерывно в процессе поступательного движения и вращения инструмента.

За счет варьирования ширины и глубины паза были получены композиционные материалы системы Al – Pb с массовым содержанием свинца в пределах 0...44 % масс.

Испытания на трение и изнашивание упрочненных слоев на поршневом трибометре SRV с вращательной измерительной камерой по схеме трения шар – плоскость проводили в соответствии с требованиями ASTM G133-02. Установлено, что увеличение содержания свинца в композиционном материале с 5 до 44 % привело к снижению коэффициента трения с 0,28 до 0,13 (рис. 5).

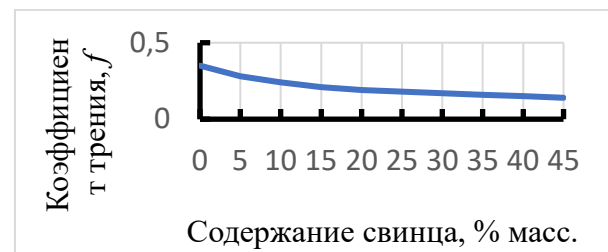


Рис. 5. Влияние содержания свинца в композиционном материале Al – Pb на коэффициент трения (без смазки)

Fig. 5. Influence of lead content in Al – Pb composite material on the friction coefficient (no lubrication)

Провели также оценку объемного износа на двухъядерном конфокальном интерферометрическом микроскопе Leica в сравнении с образцом из алюминиевого сплава 1565чН2. Установлено, что на пути сухого трения 1765 м изношенный объем сплава 1565чН2 составил 0,96 мм³, в то время как для композиционного материала системы Al – Pb с содержанием свинца 25 % масс. только 0,43 мм³.

Приведенные выше результаты убедительно подтверждают возможность применения метода СТП в качестве эффективного технологического приема для создания широкого спектра композиционных материалов, в том числе на основе систем несмешивающихся компонентов. При этом допускается самое разнообразное сочетание соединяемых компонентов. Так, вместо лунок, содержащих легкоплавкий компонент, можно размещать навески нанопорошков. Сочетая таким образом диамагнитную или парамагнитную матрицу с равномерно распределенным порошком ферромагнетика получать постоянные магниты специального назначения. Перечень подобных сочетаний с целью получения разнообразных функциональных композитов достаточно велик.

Дисперсность структурных составляющих композитов, получаемых с помощью СТП, можно целенаправленно изменять (увеличивать) путем последующего воздействия электроимпульсной обработкой. Инициацию ПАС импульсным воздействием на зону контакта разнородных металлов мы наблюдали не раз. Однако в литературе имеются сведения о том, что при определенных условиях электроимпульсное воздействие на зону контакта может подавлять формирование ПАС [10].

Изучали воздействие электрических импульсов на сплавы Cu – Pb и Al – Pb; плотность тока в импульсе составляла 10 кА/см². На рис. 6, *a* показана микроструктура литого сплава Cu – 36 % масс. Pb. Это типичная микроструктура монотектического сплава, в котором благодаря не очень большой разнице удельных масс компонентов ликвация по удельной массе не успевает проходить во всем объеме.

Изменения в микроструктуре в результате ЭИО заметны уже после пяти импульсов (рис. 6, *б*). Они выражаются в том, что распределение становится более однородным и исчезают аномально крупные включения.

Очевидно, что в заготовках композиционных материалов, полученных методом СТП, можно применяя соответствующую термообработку, при необходимости изменять не только дисперсность структурных составляющих, но и фазовый состав.

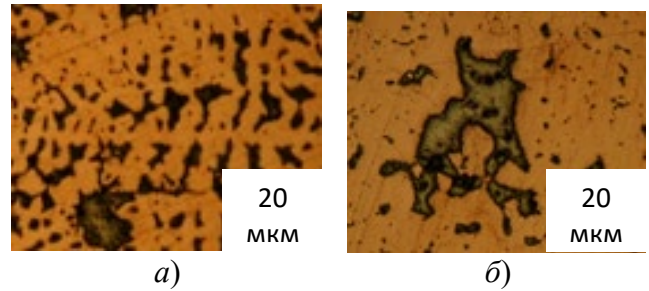


Рис. 6. Микроструктура сплава Cu – 36 % масс. Pb: *a* – исходное состояние; *б* – после ЭИО (5 импульсов)

Fig. 6. Microstructure of Cu – 36 % alloy weight Pb: *a* – initial state, *b* – after EIT (5 pulses)

Заключение

Разработан метод получения композиционных материалов на базе несмешивающихся компонентов на основе процесса сварки трением с перемешиванием (фрикционной обработки).

Разработанным методом получены композиционные материалы системы Al – Pb с содержанием свинца в диапазоне 0...44 % масс. Показано, что основное снижение коэффициента трения композиционного материала системы Al – Pb достигается в интервале содержания свинца 0...30 % масс. Наиболее рациональным следует считать массовое содержание свинца в материале на уровне 15...30 % масс.

Установлено, что на пути сухого трения 1765 м изношенный объем сплава 1565чН2 составил 0,96 мм³, в то время как для композиционного материала системы Al – Pb с содержанием свинца 25 % масс. только 0,43 мм³, т. е. износостойкость повысилась более, чем в 2 раза.

Развитие обсуждавшейся выше альтернативной технологии производства КМ специального назначения предусматривает два взаимосвязанных направления – расширение номенклатуры новых функциональных КМ используя уникальные возможности технологии СТП и уточнение механизма структурно-фазовых превращений, лежащих в основе этой технологии. В частности, очевидно, что в дополнительном исследовании нуждаются и механизм, и кинетика формирования ПАС и их роли в формировании микроструктуры и свойств композитов.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. Сплавы на основе систем с ограниченной растворимостью в жидком состоянии (теория, технология, структура и свойства): Монография. М.: Интерконтакт наука, 2002. 372 с.
2. Wingrove A.L. A Note on the Structure of Adiabatic Shear Bands in Steel: Journal of Australian Institute of Metals. 1971. vol. 16. P. 67–70.
3. Walley S.M. Shear Localization: A Historical Overview, Metallurgical and materials transactions A, 38A, (2007), pp. 2629–2654.
4. Буравова С.Н. Эффект самозалечивания откольной повреждаемости, Журнал технической физики, 2017, том 87, вып. 10. С.1502–1509.
5. Буравова С.Н., Петров Е.В., Сайкова Г.Р., Алымов М.И. Физико-химические процессы, сопровождающие локализацию пластической деформации при импульсном нагружении. Доклады академии наук, 2018, том 481. № 6. С. 634–637.
6. Овчинников В.В., Дриц А.М. Технологические особенности сварки трением с перемешиванием соединений алюминийевых сплавов системы Al–Mg // Научно-ёмкие технологии в машиностроении. 2019. №3. С. 7–19.
7. Kumar R. Material flow visualization and determination of strain rate during friction stir welding / R. Kumar, V. Pancholi, R.P. Bharti // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. Vol. 255. P. 470–476.
8. Ren S.R. Effect of welding parameters on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Al–Mg–Si alloy / S.R. Ren, Z.Y. Ma, L.Q. Chen // Scripta Materialia. 2007. Vol. 56. P. 69–72.
9. Патент на изобретение RU №2828266 от 20.12.2023. Способ получения композиционных материалов из несмешивающихся компонентов на основе технологии сварки трением с перемешиванием. / Овчинников В.В., Шляпин А.Д., Курбатова И.А. Лукьяненко Е.В. Учеваткина Н.В. Якутина С.В. Опубликовано: 08.10.2024 Бюл. № 28.
10. Ma Z.Y., Feng A.H., Chen D.L. & Shen J. (2017): Recent Advances in Friction Stir Welding/Processing of Aluminum Alloys: Microstructural Evolution and Mechanical Properties, Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences, DOI: 10.1080/10408436.2017.1358145

REFERENCES

1. Avraamov Yu.S., Shlyapin A.D. Alloys based on systems with limited solubility in the liquid state (theory, technology, structure and properties): Monograph. Moscow: Interkontakt nauka, 2002. 372 p.
2. Wingrove A.L. A Note on the Structure of Adiabatic Shear Bands in Steel: Journal of Australian Institute of Metals. 1971. vol. 16. P. 67–70.
3. Walley S.M. Shear Localization: A Historical Overview, Metallurgical and materials transactions A, 38A, (2007), pp. 2629–2654.
4. Buravova S.N. Self-healing effect of spall damage, Zhurnal Tekhnicheskoy Fiziki, 2017, vol. 87, no. 10. P. 1502–1509.
5. Buravova S. N., Petrov E. V., Saikova G. R., Alymov M. I. Physicochemical processes accompanying the localization of plastic deformation under pulsed loading. Doklady akademii nauk, 2018, Vol. 481. No. 6. P. 634–637.
6. Ovchinnikov V. V., Drits A. M. Technological features of friction stir welding of joints of aluminum alloys of the Al–Mg system // Science-intensive technologies in mechanical engineering. 2019. No. 3. P. 7–19.
7. Kumar R. Material flow visualization and determination of strain rate during friction stir welding / R. Kumar, V. Pancholi, R. P. Bharti // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. Vol. 255. P. 470–476.
8. Ren S.R. Effect of welding parameters on tensile properties and fracture behavior of friction stir welded Al–Mg–Si alloy / S.R. Ren, Z.Y. Ma, L.Q. Chen // Scripta Materialia. 2007. Vol. 56. P. 69–72.
9. Patent for invention RU No. 2828266 dated 20.12.2023. Method for producing composite materials from immiscible components based on friction stir welding technology / Ovchinnikov V.V., Shlyapin A.D., Kurbatova I.A. Lukyanenko E.V. Uchevatkina N.V. Yakutina S.V. Published: 10/08/2024 Bulletin. No. 28.
10. Ma Z.Y., Feng A.H., Chen D.L. & Shen J. (2017): Recent Advances in Friction Stir Welding/Processing of Aluminum Alloys: Microstructural Evolution and Mechanical Properties, Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences, DOI: 10.1080/10408436.2017.1358145

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации.
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article.
The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 28.10.2024; одобрена после рецензирования 08.11.2024; принята к публикации 21.12.2024.

The article was submitted 28.10.2024; approved after reviewing 08.11.2024; accepted for publication 21.12.2024.