

ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

УДК 621.791.011: 621.791.015

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-2-297-57-64

Р. А. Рзаев¹, Л. М. Гуревич²

ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В СОЕДИНЕНИЯХ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

¹ Астраханский государственный университет

² Волгоградский государственный технический университет

e-mail: radmir.82@mail.ru

В статье рассматривается механизм образования интерметаллидных фаз при сварке трением с перемешиванием (СТП) разнородных сварных соединений алюминия и меди. Были получены стыковые соединения алюминиевых и медных образцов толщиной 3 мм. В большинстве случаев в сварных соединениях разнородных металлов с ограниченной взаимной растворимостью металлов при СТП наблюдается слоистый вид выделений интерметаллидных фаз (ИМФ), контактирующих с одной из кромок разнородных металлов. При этом основным каналом активации образования ИМФ является термический благодаря реактивной диффузии, в результате которой в локальных местах контакта разнородных металлов достигается критическая концентрация, соответствующая составу ИМФ, и за время взаимодействия происходит перестройка кристаллических решеток соединяемых металлов в кристаллическую решетку ИМФ.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, алюминий, медь, интерметаллидные фазы, сверхпластичность, диспергирование, рекристаллизация

R. A. Rzaev¹, L. M. Gurevich²

FEATURES OF THE FORMATION OF INTERMETALLIC PHASES IN ALUMINIUM AND COPPER COMPOUNDS OBTAINED BY FRICTION STIR WELDING

¹ Astrakhan State University

² Volgograd State Technical University

The article considers the mechanism of intermetallic phase formation during friction stir welding (FSW) of dissimilar welded joints of aluminum and copper. Butt joints of aluminum and copper samples with a thickness of 3 mm were obtained. In most cases, in welded joints of dissimilar metals with limited mutual solubility of metals during FSW, a layered type of intermetallic phase (IMP) precipitation is observed, contacting with one of the edges of dissimilar metals. In this case, the main channel for activating IMP formation is thermal due to reactive diffusion, as a result of which a critical concentration corresponding to the IMP composition is achieved in local contact areas of dissimilar metals and during the interaction, the crystal lattice of the metals being joined is rebuilt into the IMP crystal lattice.

Keywords: friction stir welding, aluminum; copper, intermetallic phases, superplasticity, dispersion, recrystallization

Многочисленные исследования в области сварочного производства по вопросам теории формирования соединений из разнородных металлов и сплавов с ограниченной взаимной растворимостью [1–10] показали, что основным препятствием на пути создания качественных бездефектных разнородных соединений является

образование в различных участках сварных соединений твердых и хрупких интерметаллидных фаз (ИМФ), даже в случае образования сварных соединений (СС) при сварке в твердой фазе. Основным механизмом активации образования ИМФ реактивная диффузия, в результате которой при одновременном термическом

и деформационном действии каналов активации в локальных местах контакта разнородных металлов достигается критическая концентрация $C_{кр}$, соответствующая составу ИМФ и за время взаимодействия происходит перестройка кристаллических решеток соединяемых металлов в кристаллическую решетку ИМФ [11]. При этом в размерном соотношении эти локальные участки в силу ограниченных величин термической и других видов энергий и малой длительности протекания процессов чаще всего приобретает пластинчатую конфигурацию, размеры которой не превышают десятков мкм. Экспериментальными исследованиями установлено, что в случае, если усредненные размеры ИМФ выделений не превышают 1–3 мкм, а на металлах с повышенной пластичностью 5–7 мкм, они не оказывают отрицательного влияния на механические свойства разнородных соединений [8, 10]. При способах сварки в твердой фазе ведущая роль в механизме образования ИМФ принадлежит реактивной диффузии, которая успешно протекает на участках контакта разнородных металлов, характеризующихся повышенной плотностью дефектов кристаллической решетки [11].

Методика исследования

Материалы. В исследованиях использовали преимущественно листовые (толщиной 3 мм) образцы из алюминия (АД1) и меди (М1).

Сварку образцов выполняли на вертикальном-фрезерном станке модели 6Т80Ш, оснащенном набором сварочных инструментов для сварки конкретного металла заданной толщины, специализированной оснасткой и возможностью ступенчатого регулирования параметров режима, в том числе и угла отклонения инструмента от вертикали. Исследуемые режимы СТП были выбраны на основе литературных данных: частота вращения от 800 до 1000 об/мин; линейная скорость сварки 20–100 мм/мин; угол наклона инструмента от 1 до 50.

Исследования микроструктуры производили при помощи оптического микроскопа Zeiss Axiovert 40 MAT и электронного микроскопа FEI Versa 3D LowVac DualBeam, с помощью которого изучали химический состав отдельных структурных компонентов и распределение химических элементов в переходных зонах методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDX), а также текстуру и зе-

ренное строение материалов методом дифракции отраженных электронов (EBSD).

Вырезку поперечных шлифов осуществляли методом электроэрозионной обработки на электроискровом проволочно-вырезном станке «АРТА-120» и абразивной резкой на отрезном абразивном станке для влажной резки «АТМ BRILLANT 220». Горячее прессование образцов перед полировкой проводили на прессе «АТМ OPAL 460». Для удаления слоя с измененной структурой поверхности образцов шлифовали на машине «АТМ SAPHIR 560» с вращающимися кругами, армированными абразивными шкурками. Для травления рабочей поверхности подготовленных микрошлифов использовали:

– для меди и ее сплавов водный раствор соляной кислоты и хлорида железа (III): (100 мл H_2O +25 мл HCl +8 гр. $FeCl_3$);

– для алюминия и его сплавов водный 5 % раствор плавиковой кислоты.

Обсуждение полученных результатов

В большинстве случаев в сварных соединениях разнородных металлов с ограниченной взаимной растворимостью металлов при СТП наблюдается слоистый вид выделений ИМФ, контактирующих с одной из кромок разнородных металлов. Однако при некоторых режимах СТП возможно появление крупных фрагментов менее пластичного металла и образование объемных выделений ИМФ, возникших в результате поверхностной подпитки фрагментов атомами других металлов в результате реактивной диффузии. При скорости вращения СИ до 1000 об/мин происходит перегрев металла в области шва, что ведет к выдавливанию пластифицированного материала и образованию пластинчатых гратов. Из-за недостатка металла и его выталкивающего упругого воздействия на СИ создаются условия для возникновения туннельного дефекта, который приводит к утонению шва и снижению механических показателей разнородных СС.

На рисунке 1 показан макрошлиф с потоком медных полос, направленных в сторону алюминия в зоне термомеханического воздействия (ЗТДВ), где высокие значения температуры облегчает процесс миграции ламельных потоков сверхпластичных разнородных металлов с помощью механического воздействия подвижного СИ.

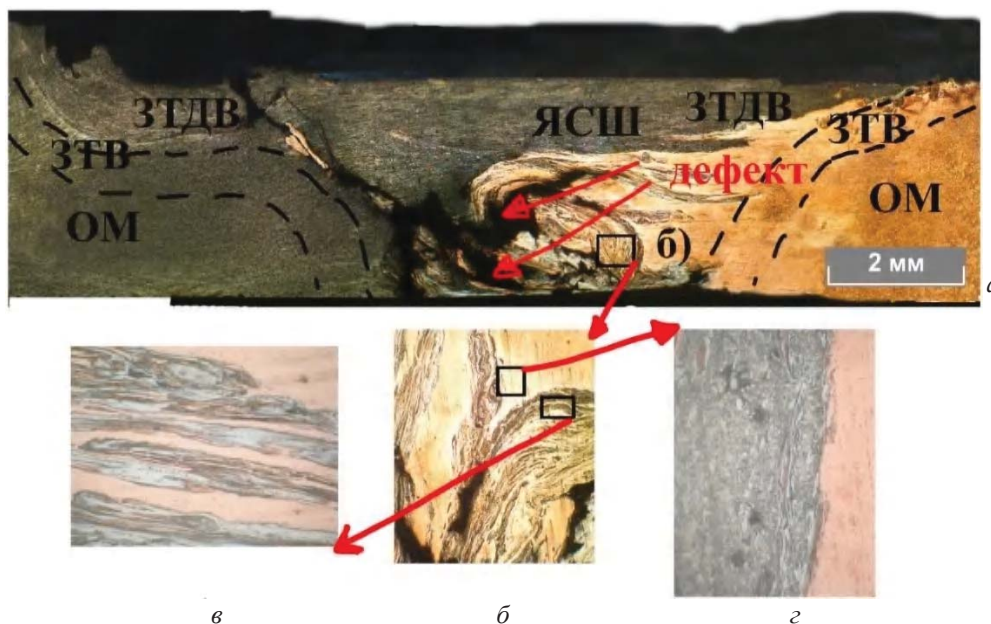


Рис. 1. Макрошлиф и участки сварного шва алюминия и меди (1000 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь):
а – темплет; б – участок донной части ЯСШ ($\times 50$); в – примыкание ЗТДВ и ЗТВ ($\times 1000$)

Поток материала характеризуется турбулентным течением (рис. 1). Деформация пластифицированного металла за счет продольного перемещения СИ изменяет движение элементарных объемов материалов и инициирует возникновение турбулентности в виде разнонаправленных завихрений (рис. 1, б). Корень шва представляет собой область, сочетающая собой

непровар, перемешанный с большими фрагментами АД1 и М1 и интерметаллидными прослойками (рис. 1, б–в).

Фрикционная зона верхней кромки, контактирующая с заплечиком СИ, в которой выделяется более половины тепловой энергии, образующейся при СТП, и расположенная на стороне набегания СИ на кромку рис. 2.

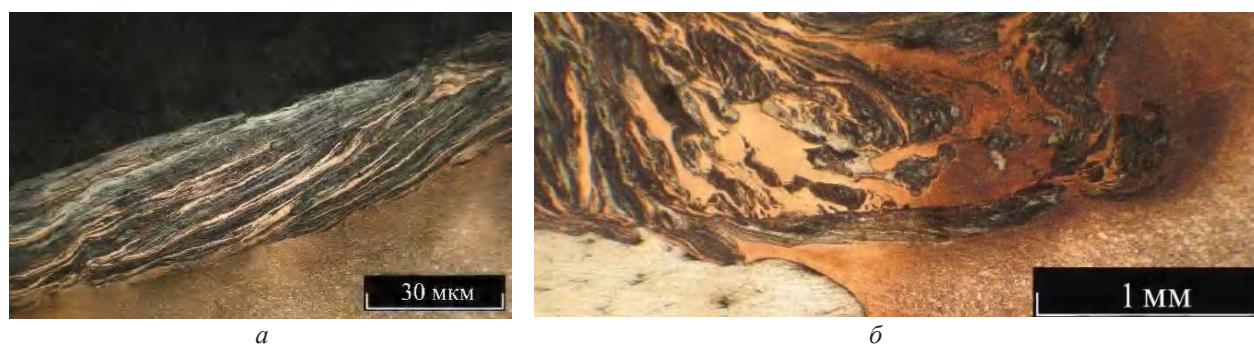


Рис. 2. Участки сварного шва алюминия и меди (900 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение 1 мм на медь):
а – верхняя часть СС со стороны меди; б – донная часть СС

На рисунке 2 показаны ЗТДВ, зона на кромке металла и корневая часть СС (рис. 2, а), где термическая активация осуществляется за счет фрикционного трения пина СИ с кромками свариваемых металлов и донной частью ядра сварного шва (рис. 2, б). На рис. 2, а установлено, что после воздействия вращающегося и перемещающегося со скоростью сварки СИ на поверхности меди образуется тонкий (до 1–

2 мкм слой, почти полностью состоящий из вакансий с относительным числом вакансий $\sim 2,5 \cdot 10^{27} \text{ м}^{-3}$) [12–14]. Вследствие воздействия сдвигающей деформации под этим слоем формируется область, пересыщенная дислокациями с плотностью 10^{16} м^{-2} . Такая дефектность твердой поверхности меди может содействовать развитию в объеме поверхностных шероховатостей массопереноса, соизмеримого с диффу-

зией в жидкой фазе на фоне активирующего воздействия псевдожидкого поверхностного слоя пластичного металла, способного к диффузионно-вязкому растеканию вследствие понижения предела текучести материала микровыступов [15].

Местами преимущественного зарождения

ИМФ на кромках разнородных металлов являются скопления тройных стыков. При этом первоначально рост доменов ИМФ (рис. 2, б) происходит преимущественно вдоль поверхностей раздела разнородных металлов вследствие большой скорости диффузии в этой плоскости (на уровне диффузии в жидкой фазе) (рис. 3).

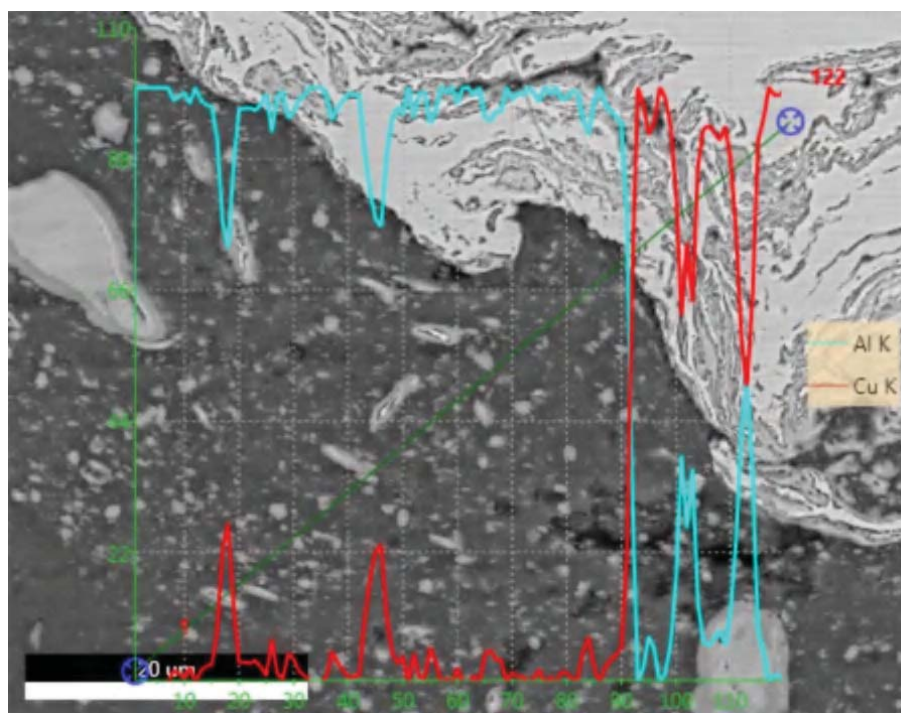


Рис. 3. Участок зоны термомеханического влияния со стороны меди

По мере протекания процесса СТП для образования СС отдельные кристаллы ИМФ объединяются в сплошную прослойку, которая в силу ранее изложенных обстоятельств, может диспергироваться на нано- и микровыделения, которые впоследствии могут увеличиваться в размерах за счет объемного роста. При рассмотрении структуры микрошлифов установлено несколько локальных зон преимущественного образования ИМФ (рис. 4).

Со стороны меди наблюдаются дефекты в корне ЯСШ (рис. 4, а) с турбулентными потоками с шириной не более 0,3 мм в верхней части шва (рис. 4, б). На темплете (рис. 4, в), полу-

ченном из средней части шва, наблюдается переходной слой между алюминием и медью. В верхней части микрошлифа виден поток меди и ИМФ толщиной не более 60 мкм (рис. 4, г и 4, д). При исследовании шлифов разрезов со стороны алюминия толщина перемещенного слоя уменьшится до 0,1 мм. На рисунках 4, ж и 4, з видно кусочки меди размером от 20 до 200 мкм.

Образование ИМФ конкретного состава обусловлено различием в количестве теплоты образования этих ИМФ, величинами кажущейся энергий активации на кромках меди и алюминия [11, 16].

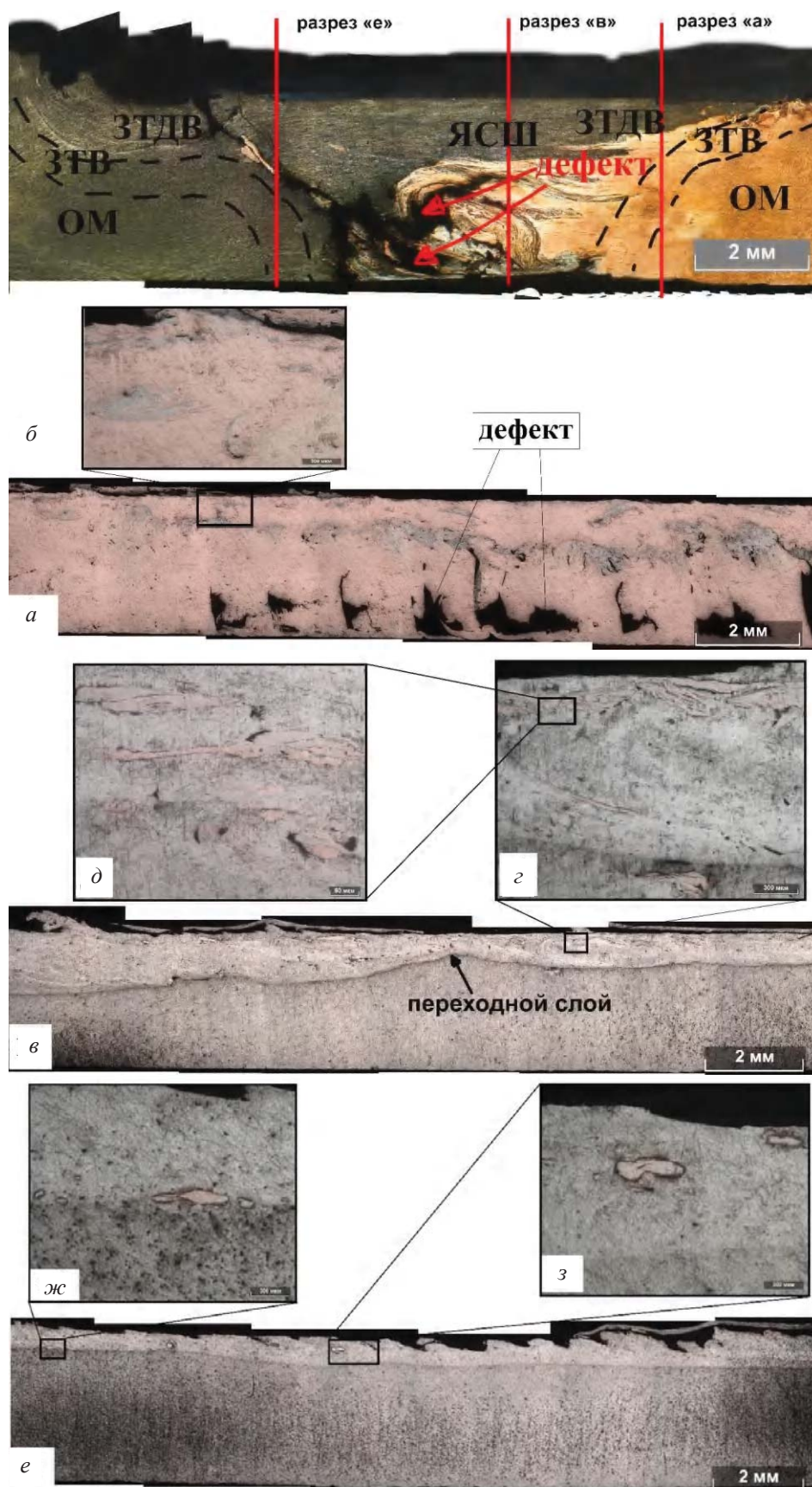


Рис. 4. Разрез макрошлифов (1000 об/мин, 25 мм/мин, 3°, смещение на медь 1 мм):
а – со стороны меди; в – по центру шва; е – со стороны алюминия

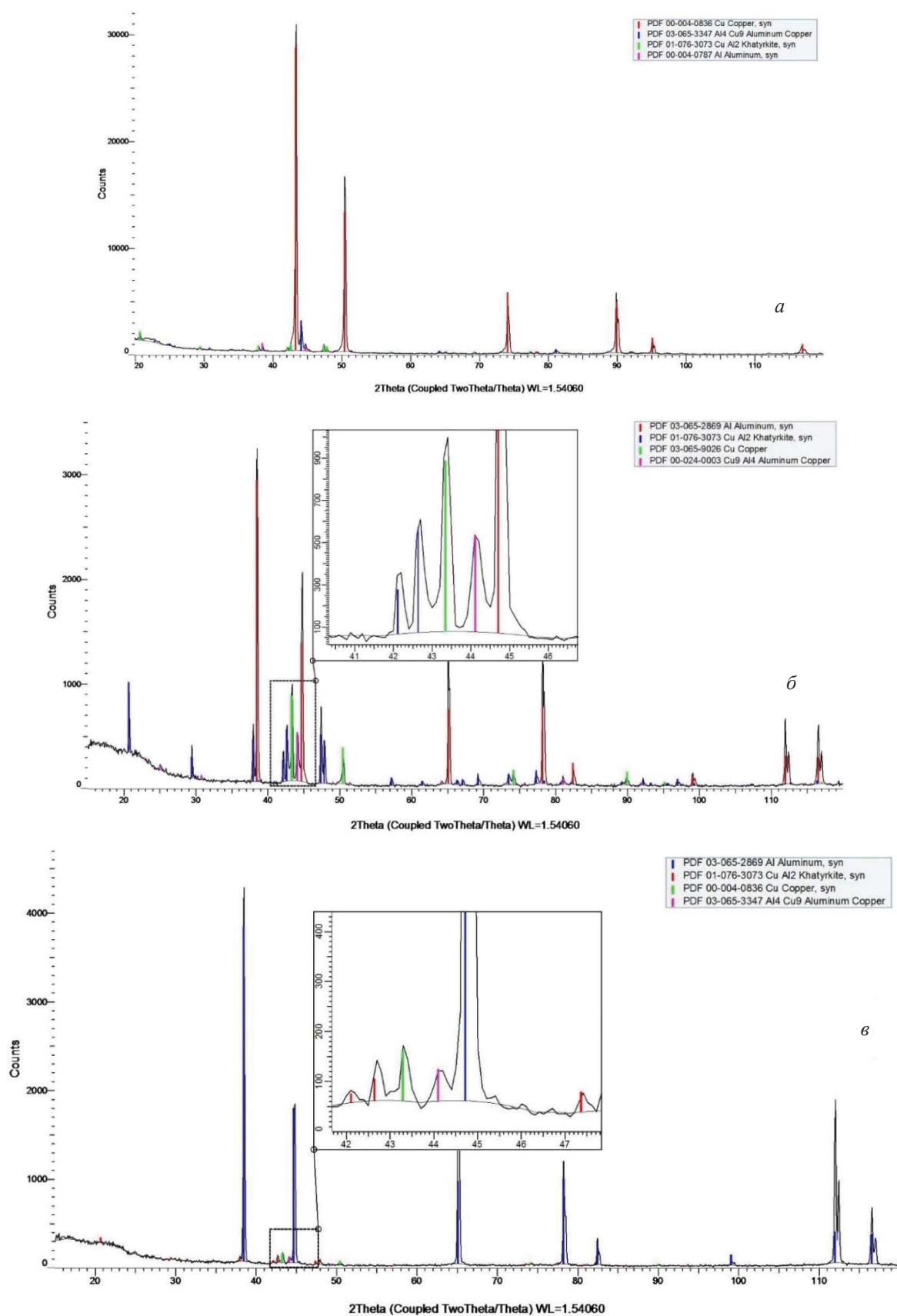


Рис. 5. Профили интенсивностей рентгеновских спектров интерметаллидных фаз и твердых растворов, образующихся в сварном соединении алюминий–медь при СТП:
 а – со стороны алюминия; б – середина сварного шва; в – со стороны меди

Как показали рентгеноструктурные исследования (рис. 5), фазовый состав со стороны алюминия, середины сварного шва и со стороны меди идентичен – рефлексы чистой меди,

алюминия и интерметаллидов Al_2Cu , Al_4Cu_9 . Анализ интенсивности линий фаз дифрактограмм для разных точек свидетельствует о незначительном изменении их соотношения в таблице.

Результаты полуколичественного анализа фазового состава в разных точках сварного шва

Точки сварного шва	Фаза	1/с DB	Доля, %
Центр	Al	3.620	58.9
	Cu	8.850	17.2
	$CuAl_2$	2.740	15.9
	Al_4Cu_9	5.140	3.4
Со стороны алюминия	Al	3.620	57.2
	$CuAl_2$	2.740	20.5
	Al_4Cu_9	6.140	5.8
	Cu	8.850	3.8
Со стороны меди	Cu	8.850	45.7
	Al	3.620	35.2
	$CuAl_2$	2.740	10.0
	Al_4Cu_9	6.140	2.3

Для точки со стороны алюминия характерно суммарное содержание интерметаллидных фаз, по объему не превышающее 24 %. Структура является слоистой с чередованием пластичных и хрупких прослоек. Наличие пластичных прослоек сдерживает дальнейшее развитие трещин, которые могут сформироваться в интерметаллидных прослойках.

Достижение $C_{кр}$ в ограниченном объеме на кромках соединяемых разнородных металлов в процессе диффузионного роста зародыша ИМФ приводит к образованию пластинчатого (рис. 6, а) или линзовидного зародыша (рис. 6, б) ИМФ с преимущественным ростом его размера в направлении плоскости контакта на кромках разнородных металлов.

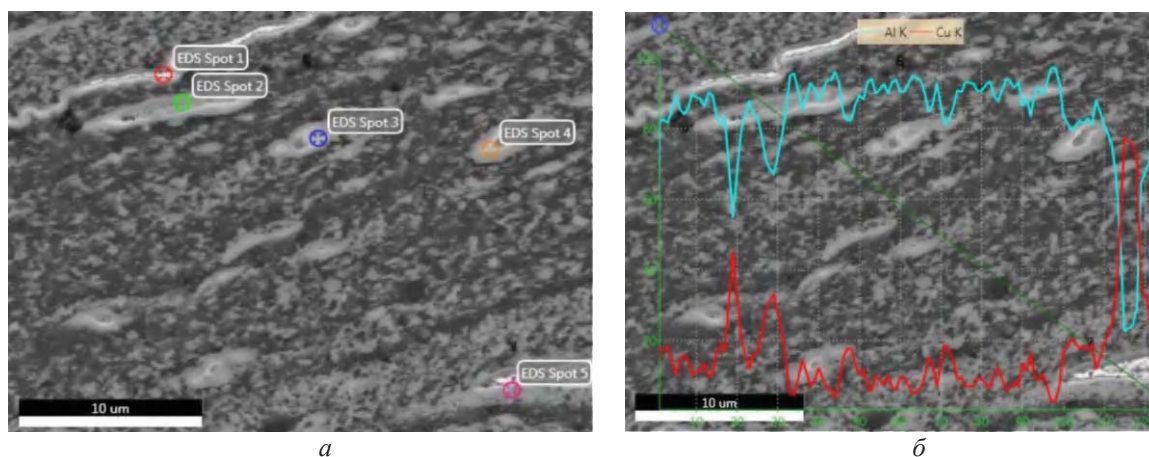


Рис. 6. Пластинчатые и линзовидные выделения ИМФ в ядре СС (а) и концентрационные профили (б) распределения в них алюминия и меди

Выводы

При рассмотрении строения и структуры микрошлифов сварных соединений разнородных металлов при СТП установлено несколько локальных зон преимущественного образова-

ния ИМФ в донной части ядра и ЗТДВ СС со стороны алюминия.

В процессе СТП для образования СС отдельные кристаллы ИМФ объединяются в сплошную прослойку, которая в силу ранее изложен-

ных обстоятельств, может разрушаться, путем диспергирования на нано- и микровыделения, которые в последствии могут увеличиваться в размерах за счет нормального объемного роста.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шоршоров, М. Х. Расчет энергии активации процессов сверхпластической деформации сталей и сплавов при одноосном растяжении / М. Х. Шоршоров, А. Е. Гвоздев, И. В. Тихонова // Изв. ТулГУ. Сер. Материаловедение. – 2002. – № 2. – С. 222–226.
2. Рябов, В. Р. Сварка алюминия с другими металлами / В. Р. Рябов. – Киев : Наукова думка, 1975. – 292 с.
3. Трыков, Ю. П. Влияние технологических факторов на кинетику диффузии в медно-алюминиевом композите / Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, В. Г. Шморгун, И. А. Пономарева // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2008. – № 1. – С. 50–54.
4. Гринберг, Б. А. Сварка взрывом: процессы и структуры / Б. А. Гринберг, М. А. Иванова, С. В. Кузьмина, В. И. Лысака. – М. : Инновационное машиностроение, 2017. – 236 с.
5. Lysak V.I., Kuzmin S.V. Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas// Journal of Materials Processing Technology. 2011. 212(1). pp. 150-156.
6. Marstatt R., Krutzlinger M., Luderschmid J., Constanzi G., Mueller J.F., Haider F. and Zaeh M.F. Intermetallic layers in temperature controlled Friction Stir Welding of dissimilar Al-Cu-joints// IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2018. №373. pp. 1-7.
7. Kumar M., Das A., Ballav R. Influence of interlayer on microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar joints: A review// Materials Today: Proceedings. 2020. №26. pp. 2123–2129.
8. Li M., Zhang C., Wang D., Zhou L., Wellmann D., Tian Y. Friction Stir Spot Welding of Aluminum and Copper: A Review// Materials. 2020. vol. 13. №156. pp. 1-23.
9. Feng J., Song-Bai X., Ji-Yuan L., Yin-Bin L., Shuiqing W. Microstructure and properties of Al/Cu joints brazed with Zn–Al filler metals// Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2012. 22. №1. pp. 281–287.
10. Sharma N., Khan Z.A., Siddiquee A.N. Friction stir welding of aluminum to copper- An overview// Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2017. №27. pp. 2113–2136.
11. Лариков, Л. Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. – М. : Машиностроение, 1975. – 192 с.
12. Чуларис, А. А. О возможности диспергирования в условиях сварки трением с перемешиванием / А. А. Чуларис, Ю. Г. Людмирский, Р. А. Рзаев, С. В. Нескромный // Современные тенденции развития науки и технологий. – 2016. – № 72. – С. 97–102.
13. Рыбакова, Л. М. Рентгенографические методы в исследовании структурных изменений в тонком поверхностном слое металлов при трении / Л. М. Рыбакова, Л. И. Куксенова, С. В. Босов // Заводская лаборатория. – 1973. – № 3. – С. 293.
14. Рыбакова, Л. М. Структура и износостойкость металлов / Л. М. Рыбакова, Л. И. Куксенова. – М. : Машиностроение, 1982. – 212 с.
15. Чуларис, А. А. Формирование структуры ядра соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием металлов с полиморфными превращениями / А. А. Чуларис, Р. А. Рзаев, О. Г. Зотов, А. О. Зотова // Технология металлов. – 2018. – № 9. – С. 17–27.
16. Синельникова, В. С. Аллюминаты / В. С. Синельникова. – Киев : Наукова думка, 1965. – 232 с.