



УДК 669.187.2

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Г.М. Григоренко, Л.И. Адеева, А.Ю. Туник,
С.Н. Степанюк, М.А. Полищук, Е.В. Зеленин

Институт электросварки им. Е.О.Патона НАН Украины.
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены результаты исследования структуры и свойств биметаллических соединений разнородных металлов, полученных способом сварки трением с перемешиванием (СТП). Исследованы системы с неограниченной растворимостью (Ni–Cu) и ее отсутствием (Al–Fe) в твердом состоянии. В результате СТП меди с никелем получено качественное биметаллическое соединение со взаимным проникновением одного металла в другой на глубину примерно 3 мм. Ведущую роль в процессе СТП играет массоперенос металлов, процессы диффузии незначительны. В полосах массопереноса происходит измельчение структуры вследствие прохождения процессов перекристаллизации. Диффузия меди и никель по границам зерен происходит на глубину до 15 мкм с образованием прослоек твердого раствора этих металлов. В результате СТП алюминия с железом образовалась зона соединения значительного объема с проникновением алюминия в железо на глубину до 2,5 мм. При этом происходит взаимодействие металлов — массоперенос прежде всего алюминия и последующее образование соединений $FeAl_3$, Fe_2Al_7 , $FeAl_2$. Наиболее твердые участки зоны соединения состоят из интерметаллидов в матрице алюминия. Такая структура имеет твердость (2870 ± 410) МПа, что более чем в 3 раза ниже твердости алюминидов железа. Результаты проведенных исследований структуры и фазового состава позволяют рекомендовать способ СТП для получения биметаллических соединений из металлов как с неограниченной растворимостью, так и без нее в твердом состоянии. Библиогр. 20, табл. 3, ил. 11.

Ключевые слова: сваркой трением с перемешиванием; биметаллы; растворимость в твердой фазе; массоперенос; микроструктура; рентгеноспектральный микроанализ; элементный состав; микротвердость

Сварка трением с перемешиванием (СТП) является одним из новейших способов соединения металлов и сплавов [1]. Интенсивное изучение этого процесса с целью совершенствования технологии и создания нового оборудования позволило найти его эффективное применение при производстве высокотехнологичных изделий во многих отраслях промышленности, прежде всего в авиастроении и аэрокосмической технике [2–6]. Способ СТП является разновидностью сварки давлением — сварное соединение образуется в результате совместного пластического деформирования соединяемых деталей в твердой фазе [2, 3]. От других видов сварки давлением он отличается способом нагрева, точнее, способом введения тепла в свариваемые детали. При СТП кинетическая энергия непосредственно преобразуется в тепловую, причем генерирование тепла происходит

строго локализовано в тонких приповерхностных слоях металла.

Большинство исследователей указывают на следующие преимущества СТП по сравнению с другими способами получения неразъемных соединений [7, 8]: сохранение в значительной степени свойств основного металла в зоне сварки, по сравнению со способами сварки плавлением; отсутствие вредных испарений и ультрафиолетового излучения в процессе сварки; возможность получения бездефектных швов на сплавах, которые при сварке плавлением склонны к образованию горячих трещин и пористости в металле швов; отсутствие необходимости в применении присадочного материала и защитного газа, удалении поверхностных оксидов на кромках перед сваркой, а также шлака и брызг

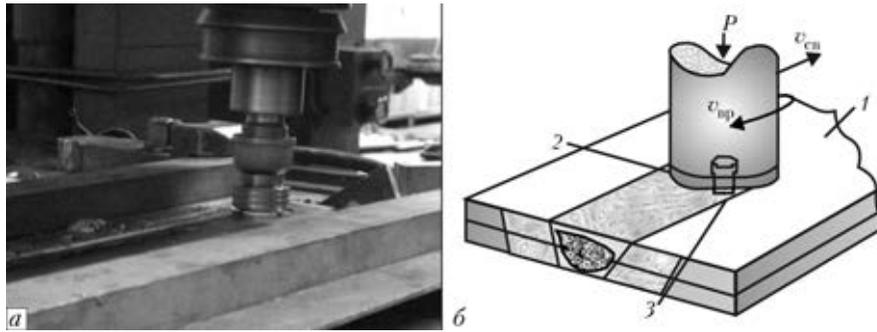


Рис. 1. Установка (а) и схема процесса СТП (б): 1 — изделие; 2 — заплечник; 3 — пин-инструмент со специальным профилем; $v_{св}$ — скорость сварки; $v_{вр}$ — скорость вращения

после сварки; отсутствие потерь легирующих элементов в металле шва.

В качестве недостатков способа СТП в работе [8] отмечается образование в конце шва отверстия, равного диаметру наконечника, из-за чего требуется выведение шва за пределы рабочего сечения заготовки или заполнение отверстия после сварки с помощью других способов — сварки специальных пробок. Существует также ограничение в применении данного способа сварки в портативном варианте из-за необходимости закрепления заготовок на мощной подложке. Совершенствование технологии и оборудования позволяет преодолеть существующие недостатки, а также расширить области применения способа.

В настоящее время большой интерес представляет возможность применения способа СТП для соединений разнородных металлов. В работах [9–11] продемонстрированы успехи в соединении разнородных металлов, таких как алюминий и сталь. Применение способа СТП для получения соединений Al–Mg зафиксировано в работах [12, 13]. Информация о свариваемости и механических свойствах разнородных соединений Al–Cu приведена в статьях [14, 16]. Как показано в этих работах, решающее влияние на свариваемость разнородных металлов оказывает металлургическая совместимость, определяемая взаимной растворимостью соединяемых металлов как в жидком, так и в твердом состояниях, а также образованием хрупких химических соединений — интерметаллидов.

Цель работы заключалась в исследовании структуры и свойств биметаллических соединений разнородных металлов, полученных способом СТП.

Авторами настоящей работы способом СТП получены и исследованы два вида сварных соединений: система Ni–Cu, элементы которой отличаются

неограниченной растворимостью, а также система Al–Fe с отсутствием растворимости соединяемых материалов в твердом состоянии.

На рис. 1 приведены установка и схема соединения нахлесточного типа СТП разнородных металлов.

Пластификация и перемешивание металла двух плит происходит в замкнутом объеме специальным инструментом, движущимся с определенной скоростью. Полученный сварочный шов отличается высокой плотностью, отсутствием пор, трещин и других дефектов.

Поскольку формирование шва происходит вблизи температур рекристаллизации, металл шва характеризуется отсутствием значительных напряжений. Кроме того, за счет измельчения структуры возрастают показатели механических свойств. При этом не происходят изменение химического состава, выгорание элементов, порообразование и другие подобные дефекты.

Режимы процесса СТП и характеристики свариваемых материалов даны в табл. 1.

В процессе исследований применяли комплексную методику, включающую металлографию (оптический микроскоп «Неофот-32» с приставкой для цифрового фотографирования, дюриметрический анализ — твердомер М-400 фирмы «LECO» при нагрузке 0,249 и 0,496 Н). Электронное микроскопическое исследование структуры и определение ее элементного состава методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) выполнили на базе аналитического комплекса, состоящего из сканирующего электронного микроскопа (СЕМ) JSM-35 SF фирмы JEOL (Япония) и рентгеновского спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments» (Великобритания)). Характерной осо-

Таблица 1. Режимы СТП и характеристики свариваемых материалов

Марка материала	Тип биметаллического соединения	Толщина слоев, мм	Глубина погружения пин-инструмента, мм	Скорость сварки, мм/мин	Скорость вращения пин-инструмента, об/мин
Н1/М0	Ni/Cu	4/10	4,5	40	1250
АМг6/008ЖР	Al/Fe	5/3	6,0	60	1250

Примечание. В числителе указаны характеристики верхнего слоя, в знаменателе — нижнего.

Таблица 2. Реактивы для металлографического травления

Марка материала	Состав реактива	Способ применения	Примечание
Cu (M0)	Азотная кислота (50 мл), вода (50 мл)	Химическое травление при интенсивном перемешивании реактива, $\tau = 5...30$ с, $T = 20$ °C	Удаление оксидной пленки: соляная кислота (80 мл), вода (20 мл), $\tau = 1...3$ с, $T = 20$ °C
Ni (H1)	Сернокислый аммоний (20 г), вода (100 мл)	Электролитическое травление $U = 6...15$ В, $\tau = 3...10$ с	–
Al (AMг6)	Едкий натрий (10 г), вода (100 мл)	Химическое травление, $\tau = 5...30$ с, $T = 20$ °C	Удаление оксидной пленки: плавиковая кислота (50 мл), вода (50 мл), $\tau = 1...3$ с, $T = 20$ °C
Fe (008ЖР)	Азотная кислота (4 мл), этиловый спирт (100 мл)	Химическое травление, $\tau = 5...30$ с, $T = 20$ °C	Промывка образцов в этиловом спирте

бенностью данного анализа является локальность – минимальная область возбуждения составляет 1 мкм. Одно из преимуществ энергодисперсионного спектрометра заключается в возможности одновременного анализа примерно 50 элементов при одновременном отображении всего найденного спектра. Изображение структуры получали в режиме вторичных электронов при $U = 20$ кВ.

Для выявления структуры исследуемых соединений использовали химические реактивы, приведенные в табл. 2.

С целью создания биметаллических соединений проанализировали диаграммы состояния систем Cu–Ni, Fe–Al [17–19]. Исследовали микроструктуры поперечного и продольного сечений сварных соединений, полученных способом СТП. Изучали явления массопереноса металлов, диффузию элементов и условия образования интерметаллидных фаз, определяли их состав и микротвердость.

Медь и никель – два металла, образующие непрерывный ряд твердых растворов (рис. 2) и отвечающие необходимым условиям для получения сварного соединения разнородных металлов, поскольку имеют однотипные кристаллические решетки. Они относятся к смежным группам периодической системы элементов (атомные радиусы отличаются менее чем на 10...15 %) и не образуют хрупких

интерметаллидных соединений. При сварке таких металлов получают соединения с наиболее однородными свойствами.

Диаграмма состояния Cu–Ni характеризуется образованием в процессе кристаллизации непрерывного ряда твердых растворов (медь, никель) с гранцентрированной кубической (ГЦК) решеткой. Диаграмма состоит из трех областей: в верхней части – из жидкого раствора меди и никеля, в средней – из жидкой и твердой фаз, состав которых может быть вычислен с помощью правила «рычага». В нижней области Cu–Ni является твердым раствором замещения, где атомы меди и никеля взаимозаменяемы в кристаллической решетке. Твердый раствор замещения образуется в системе Cu–Ni, потому что медь и никель кристаллизуются в ГЦК решетке, имеют схожие атомные радиусы, электроотрицательную валентность [17, 18]. Однако медь и никель отличаются разными физико-механическими характеристиками. Медь – мягкий, пластичный материал с высокой электропроводимостью, который плавится при температуре 1085 °C, в то время как никель является относительно твердым, устойчивым к коррозии металлом, плавящимся при 1455 °C.

Биметаллическое соединение Ni / Cu с неограниченной растворимостью элементов друг в друге получено при использовании концентрированного термомеханического действия пин-инструмента. В качестве никелевого материала использован никелевый сплав марки H1 с микротвердостью (2880±±170) МПа и медь марки M0 с микротвердостью (1160±±80) МПа. Толщина пластины никеля, через которую воздействовали пин-инструментом, равнялась 4 мм, а толщина медной пластины – 10 мм (табл. 1). Микроструктура исходных материалов приведена на рис. 3.

Были исследованы металлографические шлифы в поперечном и продольном сечении данного соединения. При СТП в поперечном сечении зоны соединения образовалось ядро округлой формы размером 4×6 мм (рис. 4), расположенное в меди и представляющее собой концентрические деформационные кольца с вкраплениями никелевых частиц, содержа-

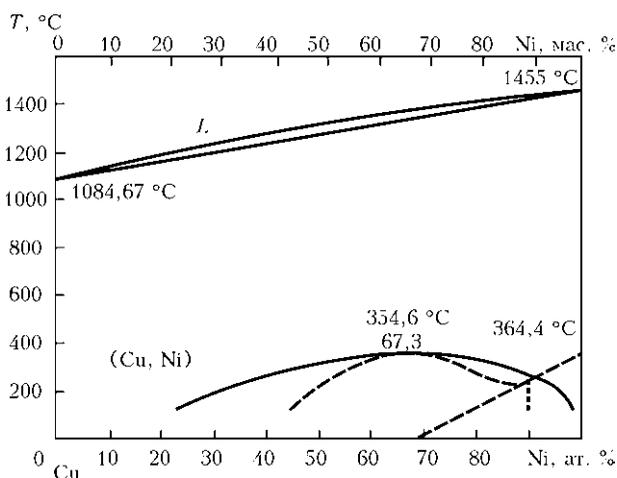


Рис. 2. Диаграмма состояния Cu–Ni [17]

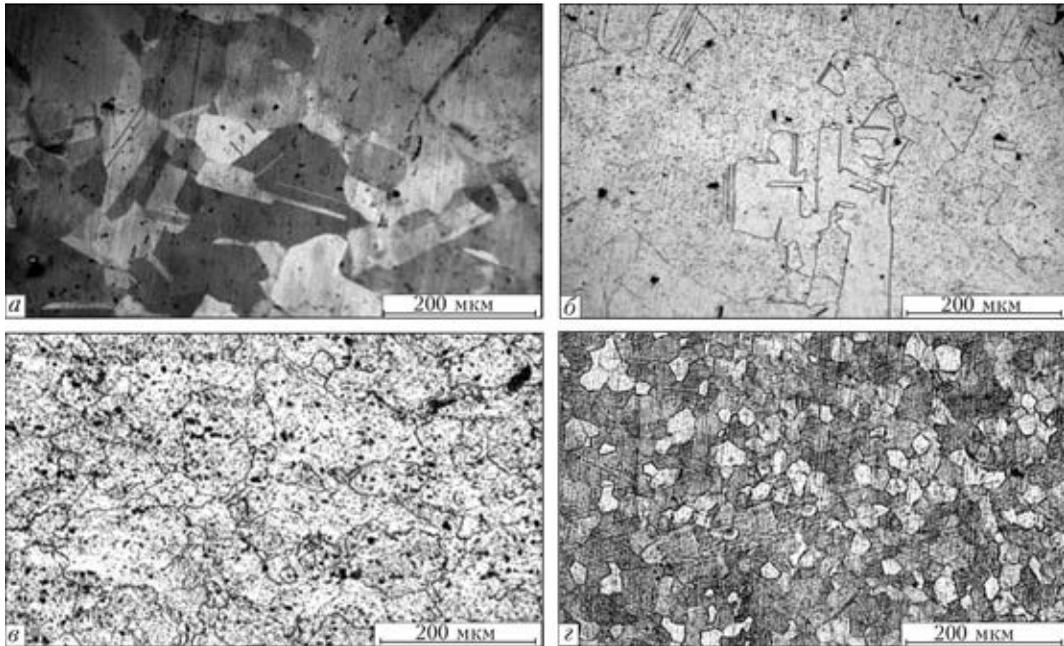


Рис. 3. Микроструктура исходных металлов: *a* — меди; *б* — никеля; *в* — алюминия; *г* — железа (травлено)

ние никеля примерно 10 об. %. В верхней части ядра образовалась область массопереноса никеля в медь вследствие погружения пин-инструмента через никель. Область неправильной формы размером 1,7×2,5 мм, в ней отмечен захват меди, содержание последней достигает 15 об. %.

При исследовании продольного сечения сварного соединения в зоне соединения никеля и меди происходит взаимное проникновение этих металлов на глубину до 3 мм. Массоперенос металлов отмечен в виде взаимопроникающих чередующихся полос, направленных в сторону движения пин-инструмента (рис. 5, *a, б*). Полосы из меди и никеля имеют разную толщину (соответственно 0,3...0,6 и 0,03...0,30 мм). Вследствие перекристаллизации в этих полосах происходит измельчение структуры. В меди размер зерна колеблется от 5 до 20, а в никеле — от 5 до 40 мкм. Микротвердость полос никеля составляет (1270±40), а меди — (1140±50) МПа. Над участком массопереноса в никеле фиксируется участок термомеханического влияния толщиной до 3 мм с направленными полосами деформации (рис. 5, *a, в*) и размером зерна 20...70 мкм. Темные полосы деформи-

рованного никеля отличаются более высокой твердостью — (1610±160) МПа по сравнению со светлыми промежутками между ними (1290±±110 МПа). Краевой участок никеля — зона термического влияния, находящаяся выше зоны термомеханического влияния, — имеет более крупное зерно.

В меди под участком массопереноса обнаружен участок перекристаллизации шириной до 0,6 мкм с мелким зерном размером 15...20 мкм и участок термомеханического влияния шириной до 0,1 мм со слегка деформированным зерном, переходящим в основной металл (рис. 5, *г*). В обоих этих участках зафиксированы включения никеля в виде вытянутых (веретенообразных) фрагментов с микротвердостью (1300±170) МПа.

Края полос зоны массопереноса (рис. 5, *б*) и участки никеля, непосредственно контактирующие с медью (рис. 5, *д, е, б*, табл. 3), растравливаются сильнее и имеют пониженную микротвердость (1100±60) МПа. Это можно объяснить взаимодействием меди и никеля по границам зерен с образованием прослоек твердого раствора этих металлов (рис. 5, *д, е*). Методом РСМА изучен химический

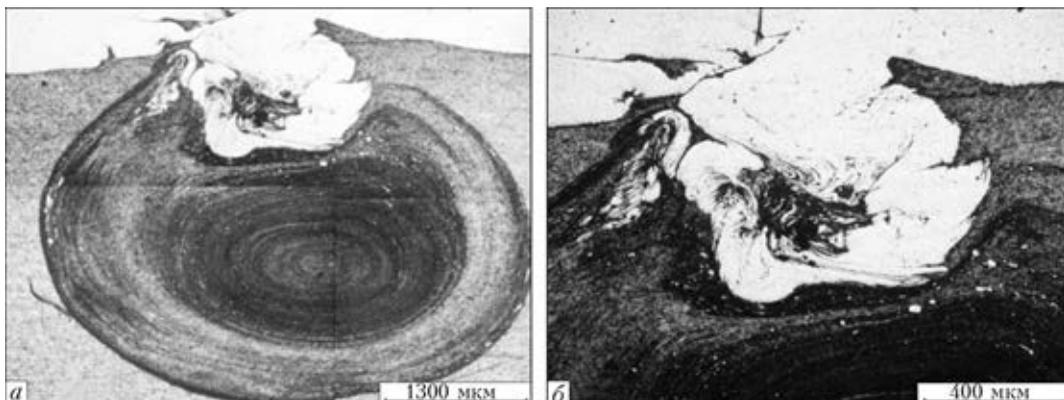


Рис. 4. Микроструктура биметаллического соединения Ni/Cu (поперечный шлиф), полученного СТП: *a* — общий вид; *б* — область массопереноса никеля в медь

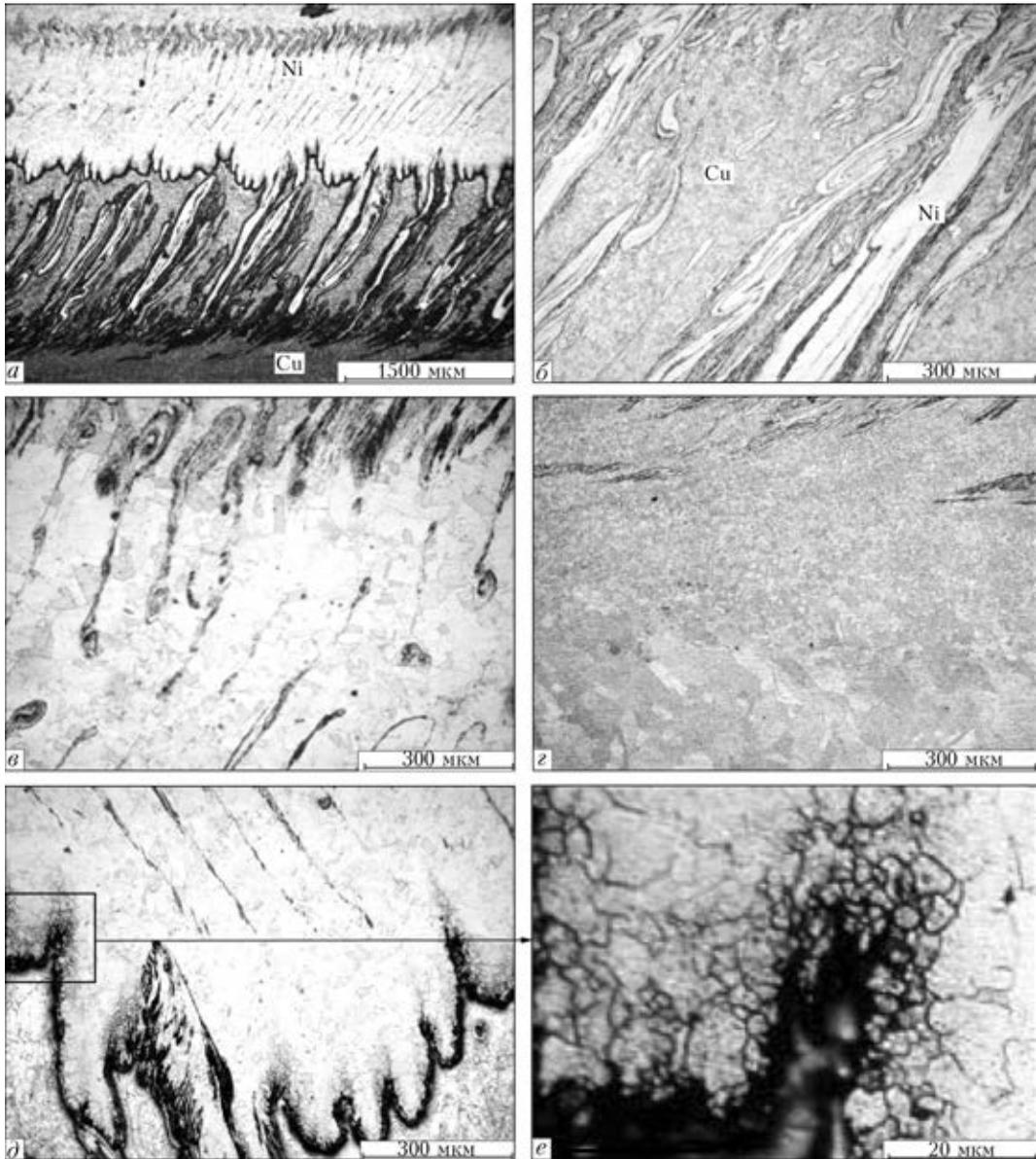


Рис. 5. Микроструктура сварного соединения (продольное сечение), полученного СТП Ni/Cu: *a, б* — зоны массопереноса Ni/Cu; *в* — зона термомеханического влияния в никеле; *г* — зона термомеханического влияния в меди; *д, е* — зоны взаимодиффузии меди в никель

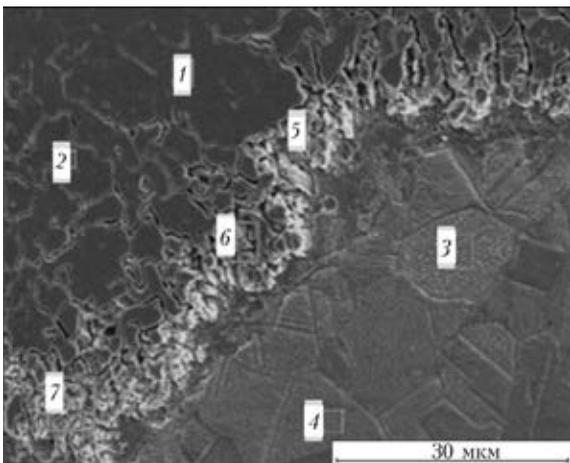


Рис. 6. Микроструктура зоны контакта Ni/Cu, снятая во вторичных электронах

состав зоны контакта двух металлов. Установлено, что по границам зерен происходит диффузия меди в никель.

При исследовании зоны соединения в характеристическом излучении значительная диффузия элементов в глубь чередующихся полос никеля и меди не обнаружена. На рис. 7 и в табл. 3 приведены результаты картирования зоны массопереноса соединения Ni/Cu.

Таким образом, в результате исследования сварных соединений никеля с медью установлено, что ведущую роль в процессе СТП играет массоперенос металлов, в значительно меньшей степени — их взаимодиффузия.

Возможность соединения металлов, нерастворимых друг в друге в твердом состоянии способом СТП, изучена на примере соединений Fe/Al.

Диаграмма состояния системы Fe-Al приведена на рис. 8. Препятствием к получению сварных сое-

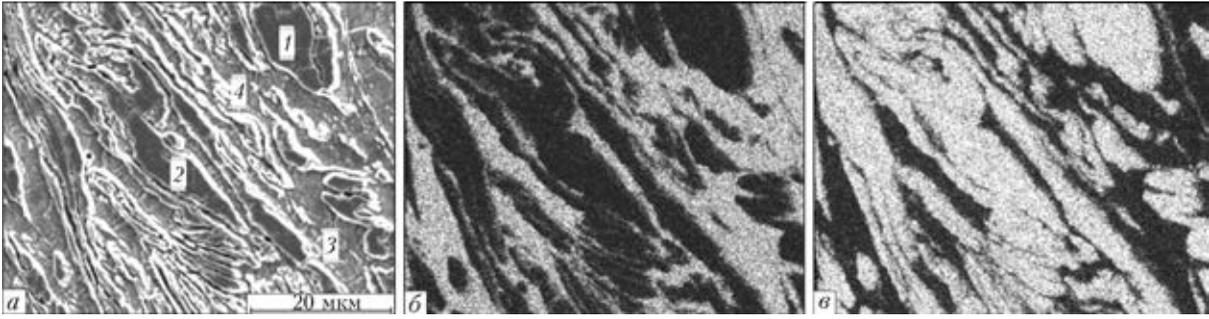


Рис. 7. Изображение зоны массопереноса соединения Ni/Cu, выполненное во вторичных электронах (а), в характеристическом излучении меди (б), никеля (в)

Таблица 3. Химический состав исследуемых участков соединения Ni/Cu, мас./ат. %

№ исследуемого участка	Ni	Cu
Рис. 6		
1	100	0
2	100	0
3	0,30/0,32	99,70/99,68
4	0,37/0,40	99,63/99,60
5	75,46/76,90	24,54/23,10
6	91,64/92,22	8,36/7,78
7	83,92/84,95	16,08/15,05
Рис. 7		
1	99,23/99,29	0,77/0,71
2	99,18/99,24	0,82/0,76
3	4,03/4,35	95,97/95,65
4	5,96/6,42	94,04/93,58

динений алюминия и его сплавов с железом является химическое взаимодействие этих металлов, приводящее к необратимому образованию интерметаллидов по зоне контакта двух металлов [19–20].

В соответствии с диаграммой состояния системы Fe–Al образуются твердые растворы, интерметаллические соединения и эвтектики. В твердом состоянии растворимость железа в алюминии весьма незначительна, при температурах 225...600 °С составляет 0,01...0,022 %. Растворимость железа в алюминии при эвтектической температуре (654 °С) равняется 0,053 %, а при комнатной железу совсем не растворяется. При затвердевании сплава алюминия с железом уже при незначительном количестве железа в структуре появляются кристаллы FeAl₃. При массовой доле до 1,8 % Fe и 654 °С образуется эвтектика Al + FeAl₃. В случае дальнейшего увеличения содержания железа в сплавах появляются химические соединения Fe₂Al₇, Fe₂Al₅, FeAl₂, FeAl и др.

В данной работе алюминиевый сплав АМг-6 был подвергнут СТП с армо-железом (008ЖР). Толщина пластин алюминиевого сплава и железа составила 5 и 3 мм, а их микротвердость — соответственно (552±23) и (1260±60) МПа. Пин-инструмент воздействовал через алюминиевый сплав на

глубину 6 мм. При СТП этих металлов в поперечном сечении зоны соединения образуется ядро размером 8,2×5,4 мм и происходит клинообразное внедрение железа на глубину 2 мм с двух сторон от ядра (рис. 9, а). Структура ядра неоднородная, состоящая из трех зон (рис. 9, б–г). Ядро образовалось прежде всего в результате массопереноса алюминия, поскольку все зоны, по данным РСМА, имеют алюминиевую матрицу (рис. 10, а, табл. 4). В верхней части расположена зона со структурой на основе алюминия с включениями интерметаллидов FeAl₃ и Fe₂Al₇ (содержание алюминия соответственно 59 и 63 мас. %) (рис. 9, б, 10, а, табл. 4). Микротвердость этой зоны составляет 980...1168 МПа. Средняя часть ядра отличается наибольшей неоднородностью (рис. 9, в, 10, б, табл. 4). В алюминиевой матрице расположены продолговатые частицы железа разного размера и скопления интерметаллидов Fe₂Al₇ и FeAl₂. В продолговатых частицах железа диффузия алюминия не обнаружена, но твердость их повышена (1360±2740 МПа), очевидно, в результате деформации при массопереносе. Интерметаллид FeAl₂ с содержанием 49 мас. % алюминия находится в непосредственной близости, образуя окантовку частиц железа, а алюминид Fe₂Al₇ хаотично расположен в алюминиевой матрице, повышая ее микротвердость до 1260...1930 МПа.

В зоне ядра, непосредственно контактирующей с железом, основной структурной составляющей являются алюминиды Fe₂Al₇ и FeAl₂, которые образуют языкообразные внедрения в структуру железа (рис. 9, а, г, 10, в, табл. 4). Алюминиды железа

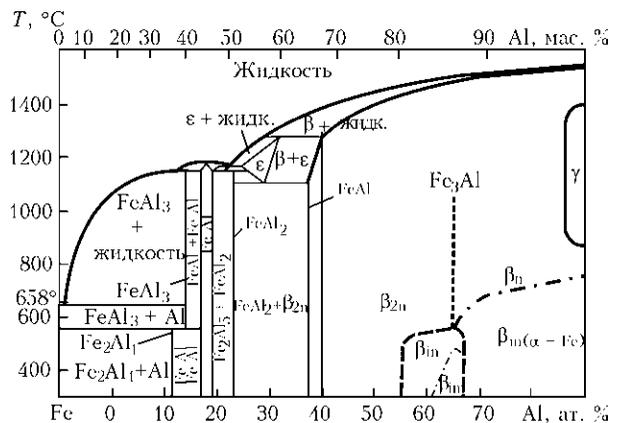


Рис. 8. Диаграмма состояния системы Fe–Al

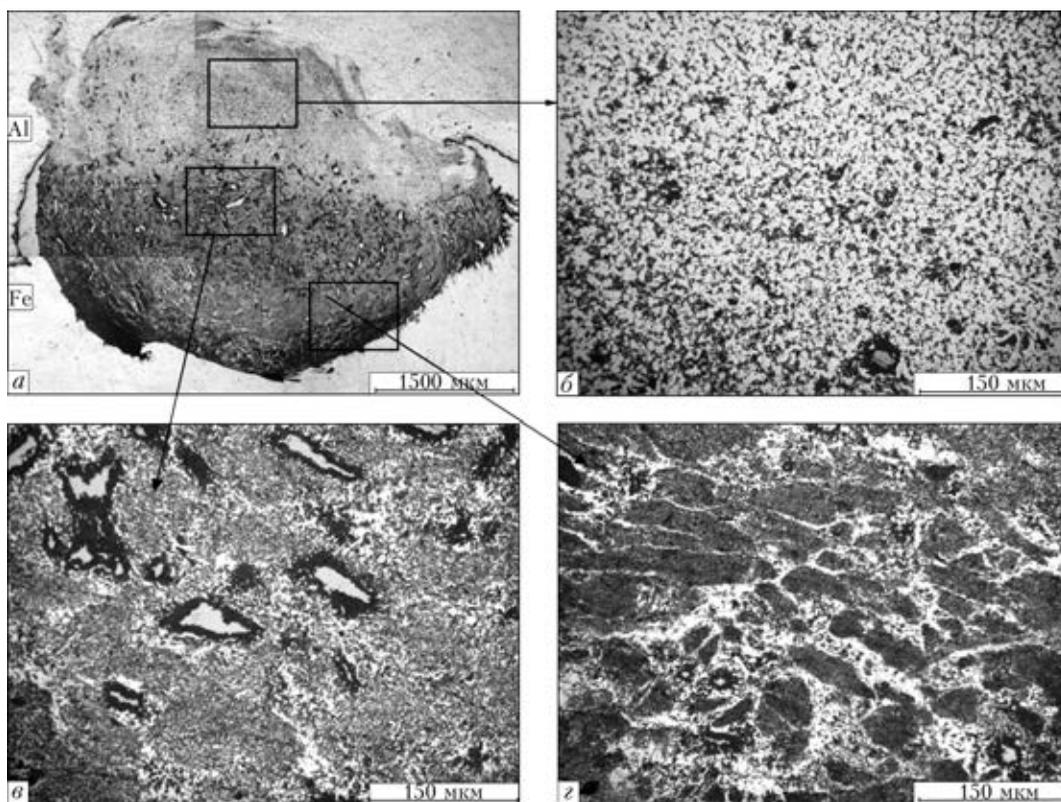


Рис. 9. Микроструктура поперечного шлифа биметаллического соединения Fe/Al, полученного СТП: а – общий вид; б – верхняя; в – средняя; г – нижняя части ядра

Таблица 4. Химический состав исследуемых участков соединения Al/Fe, мас./ат. %

№ исследуемого участка	O	Mg	Al	Mn	Fe
Рис. 10, а					
1	7,97/15,06	1,41/1,76	59,06/66,12	0,28/0,15	31,27/16,91
2	7,59/14,03	2,24/2,72	62,71/68,71	0,28/0,15	27,18/14,39
3	6,70/12,32	2,26/2,74	65,53/71,49	0,68/0,36	24,83/13,09
4	0,79/1,33	5,65/6,22	92,68/92,03	0,00/0,00	0,87/0,42
5	1,22/2,06	5,59/6,20	90,43/90,41	0,00/0,00	2,76/1,33
6	0,60/1,02	5,51/6,20	89,08/90,41	0,32/0,16	4,50/2,21
7	0,55/0,94	5,35/5,94	91,99/92,10	0,00/0,00	2,11/1,02
8	0,62/1,05	5,76/6,43	90,28/90,89	0,37/0,18	2,98/1,45
9	0,79/1,35	5,27/5,93	89,25/90,43	0,20/0,10	4,48/2,20
Рис. 10, б					
1	1,05/3,56	0,26/0,57	0	0	98,69/95,87
2	0,88/2,78	0	8,36/15,56	0,34/0,31	90,42/81,36
3	5,93/10,90	2,75/3,32	66,97/72,95	1,07/0,57	23,28/12,25
4	9,03/16,65	2,61/3,17	59,31/64,83	0,37/0,20	28,67/15,14
5	0	4,47/4,98	93,73/94,08	0	1,03/0,50
6	0.	4,94/5,46	94,56/94,30	0	0,50/0,24
Рис. 10, в					
1	–	0	0,24/0,49	0	99,76/99,51
2	–	4,03/5,01	74,26/83,23	0,52/0,29	21,19/11,47
3	–	4,41/5,61	70,05/80,25	0,38/0,21	25,17/13,93

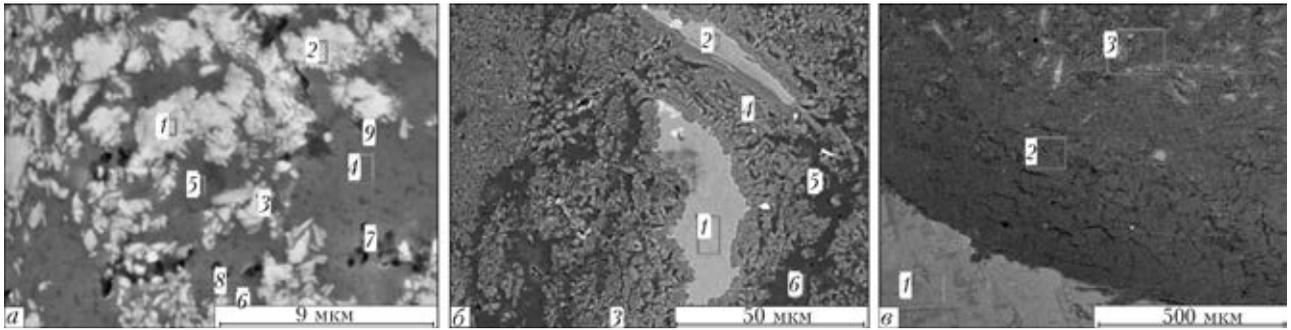


Рис. 10. Микроструктура верхней (а), средней (б) и нижней частей ядра соединений Al/Fe, полученных СТП, снято в отраженных электронах (а)

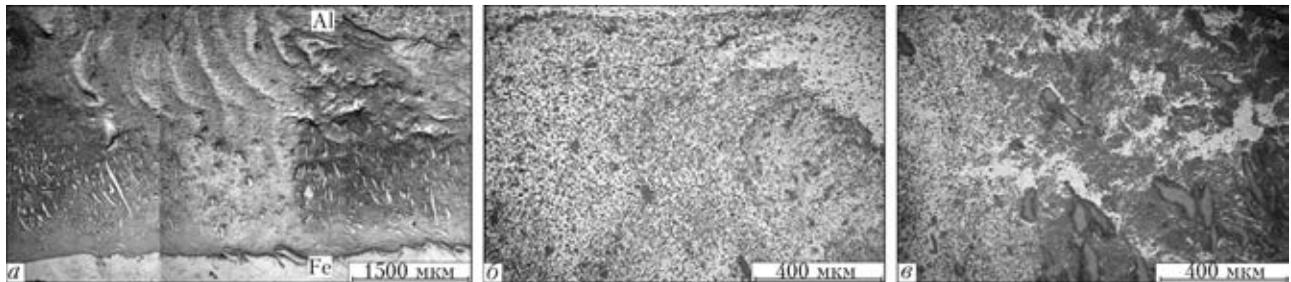


Рис. 11. Структура продольного сечения сварного соединения Al/Fe, полученного СТП: а — общий вид; б — микроструктура верхнего; в — среднего участков

расположены в алюминиевой матрице, поэтому микротвердость этой структуры невелика — 2340...3220 МПа в сравнении с микротвердостью самих интерметаллидов (около 10000 МПа). В структуре ядра обнаружена микропористость, очевидно, обусловленная образованием интерметаллидных фаз (рис. 10, табл. 4). По данным РСМА в алюминиевом сплаве и в железе на расстоянии 10...15 мкм от ядра взаимодиффузия элементов не зафиксирована.

Таким образом, в результате исследования биметаллического соединения алюминиевого сплава с железом при воздействии пин-инструмента через алюминий установлено, что в процессе СТП происходит взаимодействие металлов — массоперенос, прежде всего алюминия, и последующее образование соединений $FeAl_3$, Fe_2Al_7 , $FeAl_2$. Повышенное содержание кислорода в местах скопления интерметаллидов (табл. 4), очевидно, свидетельствует о том, что одновременно с их формированием образуется небольшое количество оксидов. Наиболее твердые участки зоны соединения, состоящие из интерметаллидов в алюминиевой матрице, более чем в 3 раза мягче алюминидов железа.

При исследовании продольного сечения зоны соединения (рис. 11) обнаружено, что она сплошная, не содержит дефектов и носит волнообразный характер, изменяясь по ширине от 3,4 до 6,9 мм. Ее структура состоит из участков, аналогичных описанным при анализе поперечного сечения данного сварного соединения.

Выводы

1. В результате СТП Cu/Ni получено качественное биметаллическое соединение со взаимным проникновением одного металла в другой на глубину примерно 3 мм. Вследствие прохождения процессов пере-

кристаллизации в полосах массопереноса происходит измельчение структуры. Участки никеля, непосредственно контактирующие с медью, имеют пониженную микротвердость — (1100 ± 60) МПа и сильнее подвергаются травлению, что объясняется взаимодиффузией меди и никеля по границам зерен с образованием прослоек твердого раствора этих металлов. Ведущую роль в процессе СТП играет массоперенос металлов, в меньшей степени — их взаимодиффузия.

2. В результате СТП Al/Fe образовалась зона соединения значительного объема с проникновением алюминия в железо на глубину до 2,5 мм. При этом происходит взаимодействие металлов — массоперенос прежде всего алюминия и последующее образование соединений $FeAl_3$, Fe_2Al_7 , $FeAl_2$. Наиболее твердые участки зоны соединения (2340 ± 3220 МПа) состоят из интерметаллидов, расположенных в алюминиевой матрице, поэтому микротвердость этой структуры невелика, в сравнении с микротвердостью самих интерметаллидов.

3. Результаты проведенных исследований структуры и фазового состава позволяют рекомендовать для получения биметаллических материалов из металлов как с неограниченной растворимостью, так и не растворимых в твердом состоянии способом СТП.

1. Pat. 9125978.8 J.V., МПК PCTrGB92. Friction stir butt welding / W.M. Thomas. — Publ. 01.12.91.
2. Виль В.И. Сварка трением металлов. — Л.: Машиностроение, 1970. — 176 с.
3. Сварка трением: Справочник / В.К. Лебедев, И.А. Черненко, Р. Михальски и др. — Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1987. — 236 с.
4. Mishraa R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // Mat. Sci and Engineering. — 2005. — 50. — P. 1–78.
5. Эрикссон Л. Г., Ларссон Р. Ротационная сварка трением — научные исследования и новые области применения



- ния // Технология машиностроения. — 2003. — № 6. — С. 81–84.
6. Людмирский Ю.Г., Котлышев Р.Р. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов в строительстве // Научный вестник ВГАСУ. Строительство и архитектура. — 2010. — № 3. — С. 15–22.
 7. Okamura H., Aota K., Ezumi M. Friction stir welding of aluminum alloy and application to structure // J. of Jap. Institute of Light Metals. — 2000. — 50, № 4. — P. 166–172.
 8. Arbegast W.J. Friction stir welding. After a decade of development // Welding J. — 2006. — 85, № 3. — P. 28–35.
 9. Watanabe H., Takayama H., Yanagisawa A. Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding // J. of materials proc. technology. — 2006. — 178. — P. 342–349.
 10. Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy / T. Hirata, T. Oguri, H. Hagino et al. // Materials Sci. and Engineering. — 2007. — A456. — P. 344–349.
 11. Interfacial reaction in steel-aluminum joints made by friction stir welding / W.-B. Lee, M. Schmoecker, U.A. Mercardo et al. // Scripta Mater. — 2006. — 55. — 355–358.
 12. Microstructure of friction stir welding of aluminium alloy to magnesium alloy / A. Kosta, R.S. Coelho, J. dos Santosb, A.R. Pyzallac // Ibid. — 2000. — 66. — P. 953–956.
 13. Kwon Y.J., Shigematsu I., Saito N. Dissimilar friction stir welding between magnesium and aluminium alloys // Materials Letters. — 2008. — 62. — Pd 3827–3829.
 14. Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al–Cu joints / P. Xue, D.R. Ni, D. Wang et al. // Materials Sci. and Engineering. — 2011. — 528. — P. 4683–4689.
 15. Saeida T., Abdollah-Zadehb A., Sazgarib B. Weldability and mechanical properties of dissimilar aluminum-copper lap joints made by friction stir welding // J. of alloys and Compounds. — 2010. — 490. — 652–655.
 16. Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al–Cu joints / P. Xue, D.R. Ni, D. Wang et al. // Materials Sci. and Engineering A. — 2011. — 528. — P. 4683–4689.
 17. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. — М.: Металлургиядат, 1962. — Т. 1; Т. 2. — 1488 с.
 18. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: Справочник / Под ред. Н.Х. Абрикосова. — М.: Наука, 1979. — 248 с.
 19. Рабкин Д.Н. Рябов В.Р. Гуревич С.М. Сварка разнородных металлов. — Киев: Техника, 1975. — 206 с.
 20. Диаграммы состояния двойных металлических систем. — М.: Машиностроение, 1996–2000. — Т. 1; Т. 2 и Т. 3.

The paper presents the results of studying the structure and properties of bimetal joints of dissimilar metals produced by friction stir welding (FSW). Systems with unlimited solubility (Ni–Cu) or absence of solubility (Al–Fe) in the solid state have been studied. FSW of copper to nickel resulted in making a sound bimetal joint with interpenetration of one metal into another one to approximately 3 mm depth. Metal mass transfer plays a leading role in FSW process, diffusion processes being negligible. Structure refinement takes place in mass transfer bands as a result of recrystallization processes. Copper diffusion into nickel along grain boundaries occurs to the depth of up to 15 μm with formation of interlayers of solid solution of these metals. FSW of aluminium to iron resulted in formation of a joint zone of a considerable volume with aluminium penetration into iron to the depth of up to 2.5 mm. Here metal interaction takes place: mass transfer, primarily, of aluminium and subsequent formation of FeAl_3 , Fe_2Al_7 , FeAl_2 compounds. The hardest sections of the joint zone consist of intermetallics in aluminium matrix. Hardness of such a structure is (2870 ± 410) MPa that is 3 times lower than that of iron aluminides. Results of performed investigations of structure and phase composition allow recommending FSW process for producing bimetal joints of metals both with unlimited solubility, and without it in the solid state. Ref. 20, Tables 4, Figures 11.

Keywords: friction stir welding; bimetals; solid-phase solubility; mass transfer; microstructure; X-ray spectrum microanalysis; elemental composition; microhardness

Поступила 18.07.2013

ЭНЕРГОМАШСПЕЦСТАЛЬ ПРОИЗВОДИТ ЗАГОТОВКИ ДЛЯ Boeing И Airbus



ПАО «Энергомашспецсталь» г. Краматорск (ЭМСС, входит в машиностроительный дивизион Росатом-Атомэнергомаш) завершает производство деталей штамповой оснастки по заказу ОАО «Корпорация ВСМПО-Ависма».

Данные детали впервые проходят механическую обработку на предприятии для российского партнера. Оснастка предназначена для штамповки деталей самолетов Boeing и Airbus.

Восемь плит штамповой оснастки для вырезки деталей общим весом 253 т уже отправлены заказчику. На завершающем этапе находятся два верхних и два нижних штампа, которые проходят механическую обработку.

Вторую половину заказа весом 234 т по условиям сделки отправят в июле 2013 года.

<http://sdelanounas.in.ua>