

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СОЕДИНЕНИЙ МАТЕРИАЛОВ Cu–Cu, Ni–Cu, Сталь–Cu, ПОЛУЧЕННЫХ ВНАХЛЕСТ СПОСОБОМ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Г. М. ГРИГОРЕНКО, М. А. ПОЛЕЩУК, Л. И. АДЕЕВА, А. Ю. ТУНИК, Е. В. ЗЕЛЕНИН, С. Н. СТЕПАНЮК  
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследованы нахлесточные соединения полученных сваркой трением с перемешиванием (СТП) листовых заготовок однородных (Cu–Cu), разнородных металлов с неограниченной (Ni–Cu) и ограниченной растворимостью (Cu–Ст.3), (сталь X18H10–Cu) компонентов в твердом состоянии. Процесс СТП проводится за счет пластической деформации металла, нагретого до температуры рекристаллизации без расплавления. Ведущую роль в этом процессе играет механическое перемешивание металлов в пластичном состоянии. Роль диффузионных процессов незначительна. При оптимальных режимах сварки удается получить качественные соединения. При СТП медных пластин (Cu–Cu), за счет пластификации и прохождения динамической перекристаллизации в зоне перемешивания происходит измельчение зерна (5...30 мкм) и создается плотная микроструктура шва, сопоставимая с основным материалом. Микротвердость швов достигает 80...107 % микротвердости основного металла. В результате СТП меди и никеля было получено качественное сварное соединение со взаимным проникновением одного металла в другой на глубину до 3 мм. Взаимодиффузия меди и никеля по границам зерен идет на глубину до 20 мкм с образованием прослоек твердого раствора этих металлов. При исследовании соединений Cu–Ст.3 и стали X18H10–Cu зафиксировано значительное измельчение зерна как в зоне рекристаллизации, так и в зонах термического влияния. Проникновение Ст.3 и стали X18H10 в медь происходит на глубину 1000 и 2000 мкм соответственно в виде полос и языков. В зоне перемешивания отмечено большое количество включений на основе железа, внедренных в медь в виде отдельных полос и частиц. Таким образом, накладывая швы на определенном расстоянии друг от друга, можно получить качественное сплошное приваривание верхней, более тонкой, к массивной нижней пластине (по типу наплавки) с перекрытием зон перекристаллизации, при минимальном нагреве и короблении деталей. Проведенные исследования позволяют рекомендовать данный метод для восстановления первоначальных размеров и создания защитного слоя (Ni, сталь X18H10) на медных плитах кристаллизатора МНЛЗ. Библиогр. 11, табл. 1, рис. 8.

*Ключевые слова:* сварка трением с перемешиванием, нахлесточное соединение, механическое перемешивание металлов, диффузия, растворимость в твердой фазе, микроструктура, рентгеноспектральный микроанализ, химический состав, микротвердость

Способ сварки трением с перемешиванием (СТП) является разновидностью сварки давлением – сварное соединение образуется в результате совместного пластического деформирования соединяемых деталей в твердой фазе [1–3]. 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 [4, 5]. Это сохранение, в значительной степени, свойств основного металла в зоне сварки по сравнению со способами сварки плавлением; возможность получения бездефектных швов на сплавах, которые при сварке плавлением склонны к образованию горячих трещин и пористости в металле швов и др. В настоящее время большой интерес представляет возможность приме-

нения СТП для получения соединений разнородных металлов [6–9].

Процесс СТП заключается в следующем: вращающийся инструмент в форме стержня, состоящий из двух основных частей — заплечика и выступающего из него наконечника — пина, вводится в материал таким образом, чтобы наконечник внедрился на глубину ниже линии раздела двух соединяемых пластин. Заплечик прижимает пластины со значительным усилием и служит основным источником тепла. Инструмент перемещается с определенной скоростью и осуществляет сварку двух пластин (рис. 1). В процессе СТП выделяется достаточное количество энергии, необходимое для пластификации, перемешивания металлов и образования качественного соединения. Деформация и перемешивание металла в твердой фазе создает более плотную, мелкозернистую микроструктуру зоны соединения по сравнению с основным материалом [10, 11].

Одной из главных проблем, сдерживающих более широкое применение этого способа СТП, является стойкость (ресурс) рабочего инструмента,

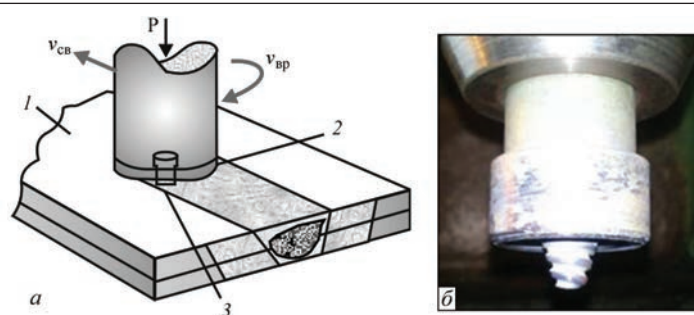


Рис. 1. Схема процесса СТП (а) (1 — изделие; 2 — заплечник; 3 — инструмент со специальным профилем); рабочий инструмент (б)

принципиальная схема которого и варианты изготовления приведены в работе [4].

Сам инструмент, и особенно его рабочий стержень (пин) подвергаются высоким термомеханическим нагрузкам. На разогретый рабочий стержень одновременно действуют крутящий момент и знакопеременные циклические изгибающие силы. Материал инструмента для наплавки должен быть жаростойким и жаропрочным, что позволяет работать в интервале температур 800...1200 °С, при которых происходит пластификация меди, никеля, железа и их сплавов. Важным требованием также является достаточно высокая прочность на изгиб инструмента при этих условиях. Институтом сверхтвёрдых материалов им. В. Н. Бакуля для проведения этой работы разработаны и предложены новые материалы на основе карбидов ванадия и нитридов бора. Разработана технология спекания инструментов из смеси кубического нитрида бора и алюминия с добавками тугоплавких соединений титана и циркония.

Особую роль в процессе СТП играет форма инструмента. Так, лучшие результаты были получены при использовании конусного стержня инструмента (рис. 1, б). В этом случае изгибающие нагрузки передаются по касательной на основное тело инструмента, что очень важно в случае использования инструмента повышенной хрупкости. Форма и размеры инструментов были разработаны на основе большого количества экспериментов, проводимых совместно ИЭС, ИСМ и НПФ «ВИСП» при наплавке медных, никелевых и других материалов.

Для изучения процессов, происходящих при СТП однородных и разнородных металлов, были исследованы соединения внахлест Cu–Cu,

Ni–Cu, Cu–Ст.3 и сталь X18H10–Cu. Металлы медь и никель образуют непрерывный ряд твердых растворов, а медь с углеродистой и нержавеющей сталью имеют ограниченную растворимость элементов в твердом состоянии. Режимы СТП и характеристика свариваемых материалов приведены в таблице. Для исследования полученных соединений применялась комплексная методика, включающая оптическую металлографию, рентгеноспектральный микроанализ, сканирующую электронную микроскопию, дюрOMETрию.

**Соединение Cu–Cu.** СТП были получены соединения медных пластин внахлест, установленные взаимосвязи между структурными изменениями, микротвердостью образцов и режимами, на которых выполнялась сварка (таблица). Пластины меди соединяли однопроходным швом (рис. 2, а) и многопроходным — путем наложения однопроходных параллельных швов на определенном расстоянии друг от друга (рис. 2, б). Как видно из рис. 2, соединения получены качественные, без дефектов пор и трещин.

Во всех случаях, в результате прохождения инструмента, в верхней пластине проходит динамическая перекристаллизация и регистрируется мелкозернистая структура с размером равноосных зерен от 20 до 100 мкм (рис. 2, в). Глубина этой зоны составляет 3...5 мм. Под перекристаллизованным металлом верхнего слоя образуется зона ядра овальной формы со слабо очерченными, прерывистыми годичными кольцами, глубина которой не превышает 5 мм. Размер зерна в ней соизмерим с перекристаллизованным зерном верхней пластины.

В процессе СТП внахлест пластин меди, при расстоянии между швами 16...19 мм (диаметр заплечника 31 мм), обеспечивает приварку пластин между собой. Зоны перемешивания металла швов перекрывают друг друга. При данных режимах сварки ( $v_{св} = 56...160$  мм/мин,  $v_{вp} = 1400$  об/мин) выделялось достаточное количество тепла, необходимое для пластификации и перемешивания материала свариваемых пластин и образования качественного соединения по типу наплавки. При СТП достигается высокое качество сварки. В процессе дефор-

**Режимы СТП и характеристика свариваемых материалов**

Материал верхней /нижней пластины	Марка материала верхней /нижней пластины	Толщина верхней /нижней пластин, мм	Глубина погружения пин-инструмента, мм	Скорость сварки, мм/мин	Скорость вращения пин-инструмента, об/мин	Микротвердость верхней/нижней пластины, МПа
Cu/Cu	M0/M0	2,5...5,0/16...22	3,5...5,5	56...160	1200...1400	1145/1195
Ni/Cu	H1/M0	4/10	5,0	40	1250	2312/1160
Cu/Углерод. ст.	M0/Ст.3	7/8	8,0	60	1250	1160/2160
Нерж. ст/Cu	X18H10T/M1	3/18	4,5	56...160	1400	1430/470



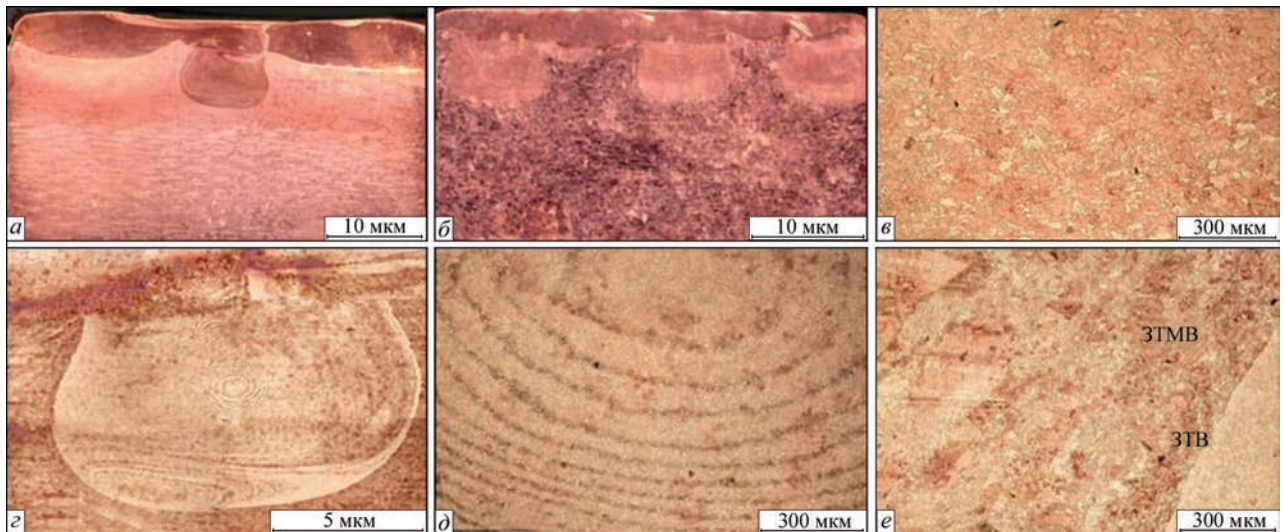


Рис. 2. Структура однопроходного (а) и многопроходного (б) соединений, полученных при СТП внахлест медных пластин; в — металл верхней пластины; г, д — ядро; е — ЗТВ и ЗТМВ мации и перемешивания металла в твердой фазе создается более плотная микроструктура зоны соединения, сопоставимая с основным материалом. Микротвердость швов достигает 80...90 % микротвердости основного металла, а иногда даже выше за счет измельчения зерна. Так, при скорости перемещения 110 мм/мин и скорости вращения инструмента 1400 об/мин, микротвердость участков шва: металла верхней пластины и ядра, по отношению к основному металлу, составляют 98 и 107 % соответственно (рис. 3).

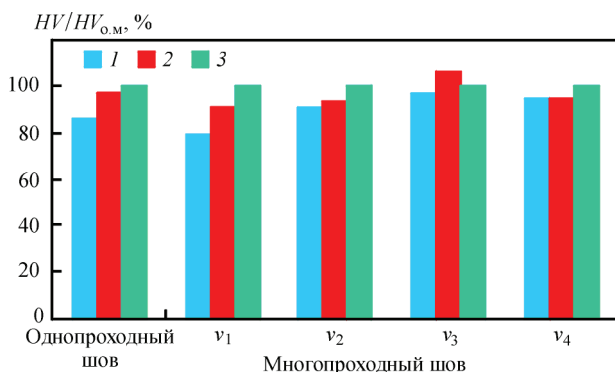


Рис. 3. Отношение микротвердости различных участков шва  $HV$  к микротвердости основного металла  $HV_{0.05}$ , полученного при различных скоростях сварки:  $v_1 = 56$ ;  $v_2 = 80$ ;  $v_3 = 110$ ;  $v_4 = 160$  мм/мин: 1 — участок верхней пластины над ядром; 2 — ядро; 3 — ОМ

На практике способ СТП используют для приварки внахлест параллельными швами (по типу наплавки) медного листа к медной плите кристаллизатора МНЛЗ с целью восстановления его первоначальных размеров.

**Соединение Ni–Cu.** Соединения разнородных металлов Ni–Cu получено методом СТП на режимах, приведенных в таблице. Сварку осуществляли через никелевую пластину толщиной 4 мм. Исследованы металлографические шлифы в поперечном и продольном сечении данного соединения (рис. 4). Сварное соединение не имеет дефектов: непроваров, трещин и пор. В поперечном сечении зоны соединения образовалось ядро округлой формы размером 4×6 мм, расположенное в меди и представляющее собой концентрические деформационные кольца с вкраплениями никелевых частиц, содержание никеля примерно 10 об. %. В верхней части ядра образовалась область массопереноса никеля в медь, вследствие погружения пин-инструмента (рис. 4, а).

При исследовании продольного сечения соединения в зоне контакта никеля и меди происходит взаимное проникновение этих металлов на глубину до 3 мм. Перемешивание металлов наблюдается в виде взаимопроникающих чередующихся полос, направленных в сторону движения

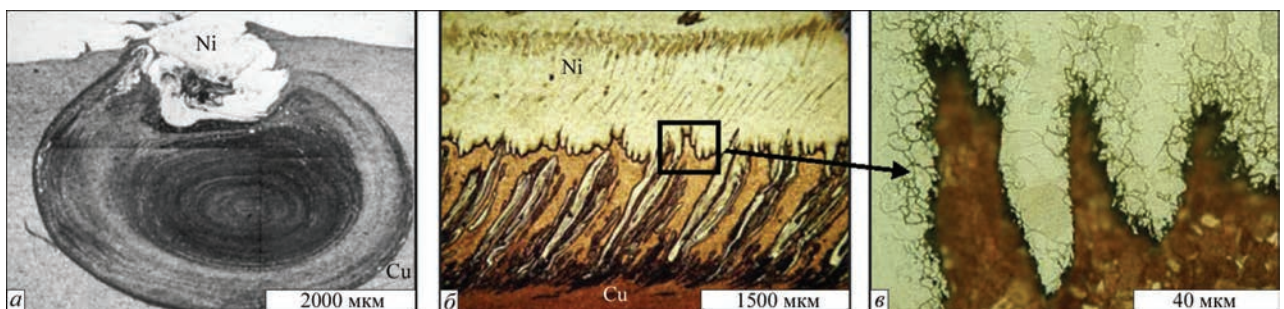


Рис. 4. Микроструктура соединения Ni–Cu, полученного СТП: а — поперечное сечение; б — продольное; в — область взаимодиффузии Ni и Cu



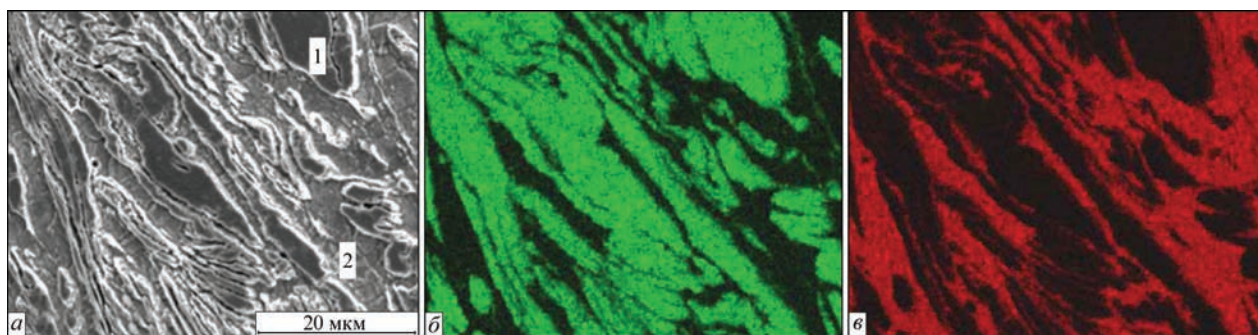


Рис. 5. Изображение зоны перемешивания Ni и Cu во вторичных электронах (а); в характеристическом излучении Ni (б), Cu (в); химический состав исследуемых участков: № 1: Ni — 99,23/99,29; Cu — 0,77/0,71; № 2: Ni — 4,03/4,35; Cu — 95,97/95,65 мас./ат. %

пин-инструмента (рис. 4, б). 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  $1270 \pm 40$ , меди —  $1140 \pm 50$  МПа. Над участком перемешивания металлов в никеле фиксируется участок термомеханического влияния толщиной до 3 мм с направленными полосами деформации и размером зерна 20...70 мкм. Краевой участок никеля — зона термического влияния (ЗТВ), находящаяся выше зоны термомеханического влияния (ЗТМВ) — имеет более крупное зерно. В меди под зоной ядра обнаружены участки термического и термомеханического влияния шириной 0,6 и 0,1 мм соответственно. Края полос и участки никеля, непосредственно контактирующие с медью, растравливаются сильнее и имеют пониженную микротвердость ( $1100 \pm 60$ ) МПа. Это можно объяснить взаимодиффузией меди и никеля по гра-

ницам зерен с образованием прослоек твердого раствора этих металлов на глубину 10...20 мкм (рис. 4, в). При исследовании методом РСМА зоны перемешивания в характеристическом излучении обнаружена незначительная взаимодиффузия элементов вглубь чередующихся полос никеля и меди. На рис. 5 приведены результаты картирования зоны механического перемешивания металлов в соединении Ni-Cu. В результате исследования соединений никеля с медью установлено, что ведущую роль в процессе СТП играет механическое перемешивание металлов в пластичном состоянии и в меньшей степени их взаимодиффузия.

**Соединение Cu-Ст.3.** Соединение меди с углеродистой сталью было получено методом СТП (таблица) путем воздействия пин-инструмента через медную пластину толщиной 7 мм. Исследование продольного и поперечного сечения соединения меди со сталью показало, что оно плотное и не имеет дефектов (рис. 6). Поскольку твердость

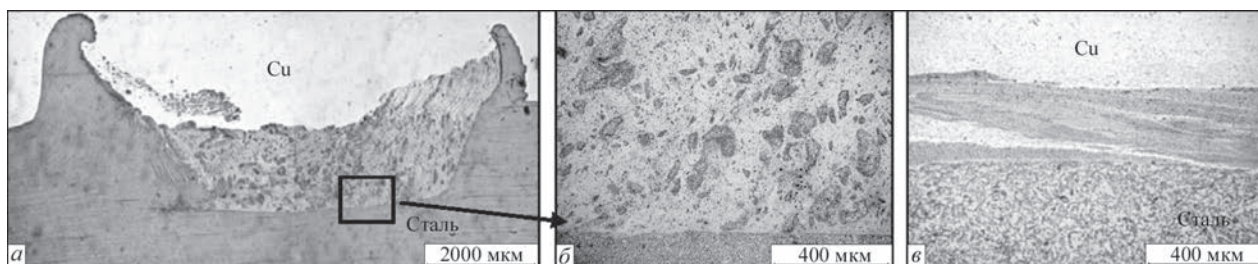


Рис. 6. Микроструктура соединения Cu-Ст.3, полученного СТП: а — поперечное сечение; б — область перемешивания; в — продольное сечение

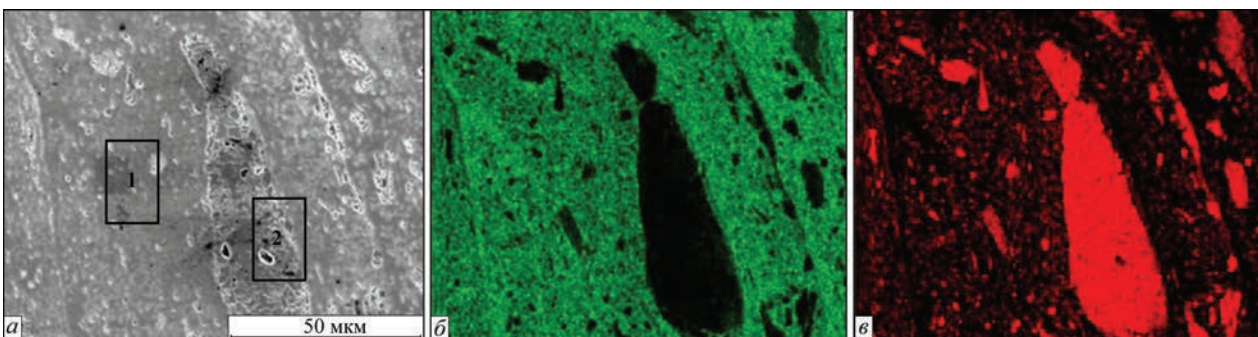


Рис. 7. Изображение зоны перемешивания Cu и Ст.3 во вторичных электронах (а); в характеристическом излучении Cu (б), Fe (в); химический состав исследуемых участков: № 1: Fe — 21,47/23,72; Cu — 78,27/75,99; Mn — 0,26/0,29; № 2: Fe — 97,60/97,44; Cu — 0,99/0,87; Mn — 1,14/1,16 мас./ат. %



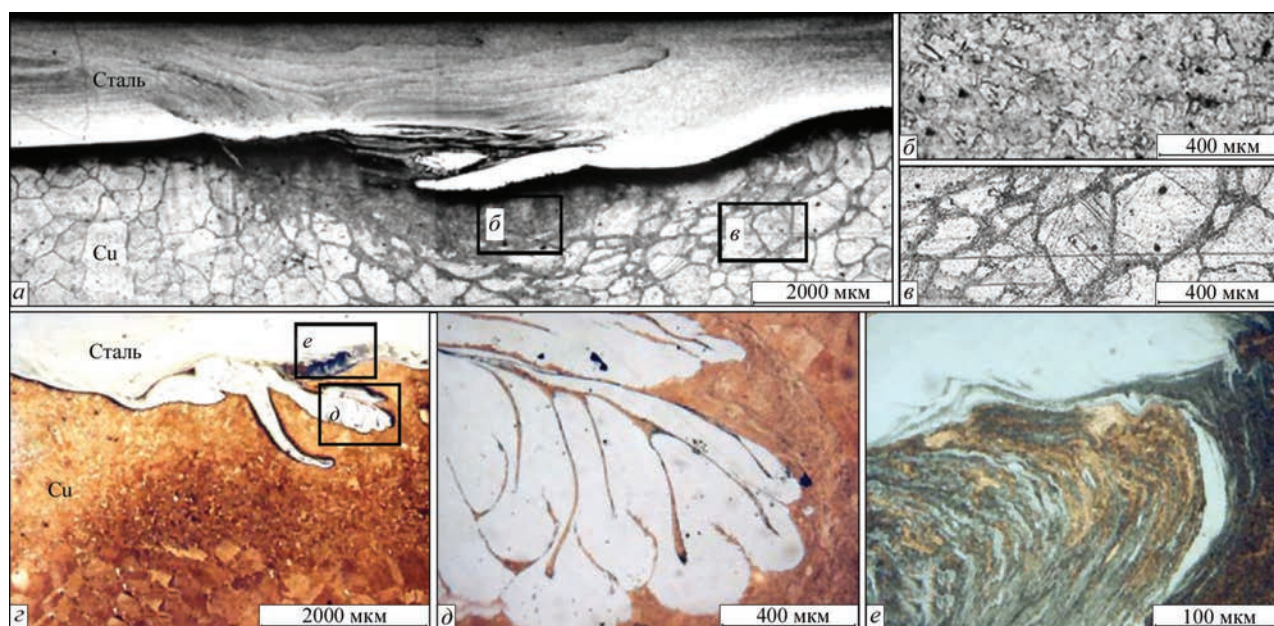


Рис. 8. Микроструктура соединения сталь X18H10–Cu, полученного СТП: *a* — поперечное сечение; *б* — ЗТВ; *в* — ЗТМВ; *г* — продольное сечение; *д*, *е* — области перемешивания

стали гораздо больше твердости меди, то в поперечном сечении зоны соединения не произошло образование классического овального ядра (рис. 6, *a*). Зона соединения в верхней части состоит из перекристаллизованной меди, а нижняя — из смеси стальных частичек различной величины в медной матрице. Клинообразные внедрения стали в медь на глубину 700...1000 мкм ограничивают ядро соединения. Эти клинообразные внедрения имеют ферритно-перлитную структуру и практически не содержат меди. В зоне соединения меди со сталью образовалась зона перемешивания. Отмечено большое количество включений железа, внедренных в медь в виде отдельных полос и частиц (рис. 6, *б*).

В продольном сечении соединение носит зубчатый характер. В меди наблюдаются клинообразные внедрения, наклоненные в сторону направления сварки (рис. 6, *в*). Эта область состоит из внедренных в деформированную медь мельчайших стальных частиц размером 1...10 мкм, микротвердость этих участков 2740...3020 МПа. Над клинообразными внедрениями находится верхний участок шва — перекристаллизованная медь с размером зерна 7...30 мкм. Ширина ЗТВ в стали достигает 4,5 мм. Четко просматриваются участки полной и неполной перекристаллизации. В зоне контакта размер зерна стали на порядок меньше, чем в основном металле, его микротвердость составляет  $2290 \pm 120$ , в то время как ферритно-перлитной стали —  $2160 \pm 100$  МПа.

Результаты картирования зоны перемешивания в соединении Cu–Ст.3, которая представляет собой механическую смесь меди (основа) и стальных частичек разной величины, приведены на рис. 7. В наиболее крупных стальных части-

цах наблюдаются дисперсные включения меди. При исследовании в характеристическом излучении меди и железа не регистрируется взаимодиффузия элементов, однако ее нельзя исключать в пограничных областях. Установлено также, что в процессе СТП данных металлов происходит существенное измельчение зерна как в зоне перемешивания, так и в металле ЗТВ. Из проведенных исследований следует, что ведущую роль при получении сварного соединения меди со сталью способом СТП играет перемешивание металлов в пластическом состоянии, роль диффузионных процессов незначительна.

**Соединение сталь X18H10–Cu.** Соединение нержавеющей стали X18H10 с медью было получено методом СТП на режимах, приведенных в таблице. Данный эксперимент проводился с целью создания защитного слоя нержавеющей стали (по типу наплавки) на медную плиту кристаллизатора МНЛЗ. Стали этого класса имеют резко выраженную склонность к воздушной закалке и образованию трещин при сварке. Теплопроводность и коэффициент расширения этой стали намного ниже, чем углеродистой. Исследовали продольные и поперечные сечения соединений, полученных СТП внахлест нержавеющей стали с медью (рис. 8). При высоте пина 4,5 мм нержавеющая сталь внедряется в медь на глубину до 2 мм в виде полос и языков. Одновременно происходит захват и перемещение небольших участков меди в нержавеющую сталь. Шов сварного соединения состоит из двух составляющих: одна расположена в стали, а другая — в меди (рис. 8, *a*). В стальной составляющей шва, под воздействием пин-инструмента, произошла деформация металла с уменьшением

его толщины на 20...30 %, возникновение деформационных полос и перекристаллизацией структуры с образованием мелкого равноосного зерна размером 5...25 мкм. Микротвердость этой зоны составляет 1450...1700 МПа. Часть шва, расположенная в меди, фактически является зоной перемешивания. В этой области произошла перекристаллизация обоих металлов с образованием мелкого зерна — 10 мкм (рис. 8, б). Вокруг зоны перемешивания в меди расположена ЗТВ с мелким зерном шириной 200...300 мкм. За ней расположена зона ЗТМВ с крупным, слегка деформированным зерном, по границам которого произошла неполная перекристаллизация с образованием мелкого (20...30 мкм) зерна (рис. 8, в).

При рассмотрении продольного сечения шва установлено, что перемешивание металлов происходит с внедрением стали в медь в виде чередующихся языков и наклонных полос с промежутком 4,4...5,2 мм (рис. 8, г). Их высота и протяженность увеличивается при увеличении скорости сварки. Максимальная глубина внедрения стали в медь составляет 2 мм, а толщина языков изменяется от 30 до 100 мкм при увеличении скорости сварки от 10 до 110 мм/мин.

Макроструктура исследованных образцов, полученных при разных скоростях сварки (10, 14, 20, 50, 80, 110 мм/мин) имеет общие особенности. Исследования поперечного и продольного сечения соединений показало, что массоперенос стали в медь происходит в виде языков, отдельных полос и частиц (рис. 8, д, е). Выявлено, что образование таких участков перемешивания происходит с определенной последовательностью, а расстояние между ними увеличивается с увеличением скорости сварки. Наиболее частыми дефектами соединений являются поры и трещины, которые образуются в нержавеющей стали. Трещины наблюдаются со стороны набегания инструмента в зоне контакта меди со сталью при малых скоростях сварки (до 20 мм/мин). Наиболее качественные соединения получают при скорости сварки 20...50 мм/мин.

## Выводы

1. Процесс СТП, проводимый без расплавления основного металла за счет пластической деформации металла, нагретого до температуры рекристаллизации при оптимальных режимах сварки, позволяет получить высококачественное соедине-

ние внахлест как однородных (Cu–Cu) так и разнородных (Ni–Cu, сталь–Cu) металлов.

2. Ведущую роль в процессе СТП играет механическое перемешивание металлов в пластическом состоянии. Роль диффузионных процессов незначительна. Вследствие прохождения процессов перекристаллизации в зонах пластического перемешивания металлов происходит измельчение зерна и создается плотная микроструктура шва, сопоставимая с основным материалом.

3. Проведенные исследования позволяют рекомендовать данный метод для сварки внахлест разнородных металлов, имеющих различную растворимость в твердом состоянии. Накладывая швы на определенном расстоянии друг от друга, можно получить качественное сплошное приваривание верхней, более тонкой, к массивной нижней пластине (по типу наплавки) с перекрытием зон перекристаллизации, при минимальном нагреве и короблении деталей.

1. Pat. 9125978.8 J.B., МПК PCTrGB92. Friction stir butt welding / W.M. Thomas. – Publ. 01.12.91.
2. Лебедев В. К. Сварка трением: Справочник / В. К. Лебедев, И. А. Черненко, Р. Михальски и др. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отдние, 1987. – 236 с.
3. Эрикссон Л. Г. Ротационная сварка трением – научные исследования и новые области применения / Л. Г. Эрикссон, Р. Ларссон // Технология машиностроения. – 2003. – № 6. – С. 81–84.
4. Mishraa R. S. Friction stir welding and processing / R. S. Mishraa, Z. Y. Ma // Materials Sciens and Engineering. – 2005. – 50. – P. 1–78.
5. Arbegast W. J. Friction stir welding. After a decade of development / W. J. Arbegast // Welding Journal. – 2006. – 85, № 3. – P. 28–35.
6. Особенности структуры сварных соединений разнородных металлов, с различной растворимостью элементов в твердой фазе, полученных сваркой трением с перемешиванием / Г. М. Григоренко, Л. И. Адева, А. Ю. Туник [и др.] // Автоматическая сварка. – № 4. – С. 13–23.
7. 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 Sciens and Engineering. – 2011. – 528. – P. 4683–4689.
8. Saeida T. Weldability and mechanical properties of dissimilar aluminum-copper lap joints made by friction stir welding / T. Saeida, A. Abdollah-Zadehb, B. Sazgarib // Journal of alloys and Compounds. – 2010. – 490. – P. 652–655.
9. Microstructure of friction stir welding of aluminium alloyto magnesium alloy / A. Kosta, R. S. Coelho, J. dos Santosb [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2000. – 66. – P. 953–956.
10. Карманов В. В. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов: сущность и специфические особенности процесса / В. В. Карманов, А. Л. Каменева, В. В. Карманов. – Киев: Наук. думка, 2013. – 415 с.
11. Граф Е. В. Сварка трением с перемешиванием цветных металлов и их сплавов: Тр. XII региональной научно – практической конф. студентов и учащейся молодежи «Прогрессивные технологии и экономика в машиностроении» / Е. В. Граф, М. В. Шевчук. – ЮТИ ТПУ, Юрга: Изд. ТПУ, 2008. – С. 17–19.

Поступила в редакцию 14.04.2016