

*Сварка давлением нашла широкое применение в различных отраслях промышленности и является неотъемлемым технологическим процессом высококомеchanизированных производств, обеспечивая высокое и стабильное качество соединений.*

*Достижения современных средств электронной промышленности, информатики открывают широкие возможности для создания новых источников питания и систем управления процессами сварки давлением, позволяющих с высокой точностью регулировать нагрев деталей и контролировать процесс деформации свариваемых деталей. Значительный прогресс наблюдается также в области разработки систем диагностики и контроля качества соединений по результатам измерений основных параметров, влияющих на качество соединений.*

*В последние годы значительно возрос интерес к использованию различных способов сварки давлением для соединения трудносвариваемых, биметаллических и разнородных материалов. Этот способ сварки в данном случае открывает уникальные возможности для получения высококачественных соединений, так как в сварных швах отсутствует структура литого металла и меньше вероятность образования в зоне соединения различных интерметаллидных фаз, отрицательно влияющих на показатели механических свойств соединений.*

*В предлагаемом номере журнала представлена подборка статей, посвященных исследованию процессов сварки давлением различных высокопрочных и разнородных материалов.*

*От редакции*

УДК 621.791.14.669-419

## МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ

Академик НАН Украины **С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, И. В. ЗЯХОР**, инж.  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучены особенности контактного взаимодействия при сварке трением меди и стали 12Х18Н10Т с алюминием (сплав АД1). Установлены закономерности смещения поверхности трения во времени и зависимость величины смещения от технологических параметров. Исследованы влияние начальной и заключительной стадий процесса сварки на процессы массопереноса в стыке и кинетика ранних этапов формирования интерметаллидной прослойки при сварке меди с алюминием. Разработан новый способ сварки трением с регулируемым торможением вращения.

*Ключевые слова: сварка трением, биметаллические соединения, нагрев, проковка, торможение вращения, смещение поверхности трения, массоперенос, интерметаллидная прослойка, динамика торможения вращения*

Основной особенностью сварки трением разнородных металлов и сплавов является асимметрия температурного и деформационного полей. В этом случае наблюдается смещение поверхности трения в сторону заготовки с меньшим сопротивлением на срез при температуре сварки [1, 2]. Это явление преимущественно изучено при сварке трением различных классов сталей [3–5]. Смещение поверхности трения означает, что по первоначальной поверхности контакта сварка уже произошла, при этом соединение может быть несовершенным. Продолжение стадии нагрева способствует сокращению дефектов благодаря высокотемпературной дефор-

мации в зоне первоначального контакта. Однако при сварке химически активных металлов в разнородном сочетании увеличение времени нагрева может привести к необратимому изменению фазового состава и структуры металла в зоне соединения, связанному с образованием хрупкой интерметаллидной прослойки.

Цель работы состояла в изучении особенностей контактного взаимодействия и связанного с ним смещения поверхности трения при сварке трением разнородных металлов и определении зависимости структурных и фазовых изменений от термомодеформационного цикла сварки на различных стадиях процесса.

Исследования проводили для сочетаний материалов медь–алюминий (сплав АД1), сталь 12Х18Н10Т–АД1 (заготовки диаметром 25 мм).

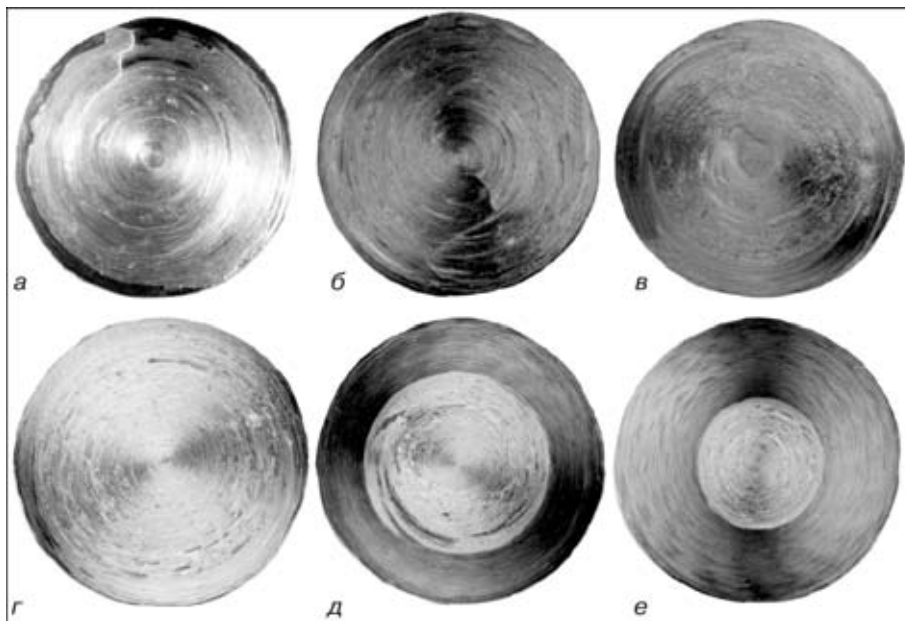


Рис. 1. Поверхности медных (а-в) и стальных (г-е) заготовок после мгновенного прерывания процесса сварки трением с алюминием АД1 через время  $t_{\text{н}} = 0,2$  (а); 0,5 (б); 2,0 (в, д); 0,5 (г); 3,0 с (е) при  $P_{\text{н}} = 25$  МПа;  $v = 0,75$  (а-в), 2,0 м/с (г-е)

Торцевые поверхности заготовок обрабатывали без использования смазки непосредственно перед сваркой до 6–7-го класса шероховатости (ГОСТ 2789–73), обезжиривания органическими растворителями не производили.

Изучение смещения поверхности трения проводили в соответствии с методикой, предусматривающей мгновенное разведение заготовок в процессе нагрева без прекращения вращения. При этом разрушение образующегося соединения происходило по поверхности, характеризующейся минимальным сопротивлением на срез (поверхности трения). Определение смещения поверхности трения проводили путем измерения толщины слоя металла, перенесенного с одной заготовки на поверхность другой, при последовательном механическом удалении

этого слоя с шагом 0,01 мм. Эксперименты проводили при следующих фиксированных значениях технологических параметров: окружная скорость  $v = 0,75; 1,5; 2,0; 2,5$  м/с, давление нагрева  $P_{\text{н}} = 25; 50$  МПа, время нагрева  $t_{\text{н}} = 0,2; 0,5; 1,0; 2,0; 3,0$  с.

Установлено, что при сварке исследуемых сочетаний материалов наблюдается смещение поверхности трения в одну из заготовок, однако динамика изменения во времени величины смещения отлична от таковой при сварке сталей в разнородном сочетании [3–5]. На начальных этапах процесса трения происходит схватывание поверхностей металлов и смещение поверхности трения в алюминиевую заготовку, визуально наблюдаемое как намазывание алюминия на определенную часть сечения медной или стальной заготовки. Смещение достигает максимального значения  $\delta_{\text{max}}$  через определенное время, после чего наблюдается обратное смещение в сторону первоначального контакта и достижение установившейся величины  $\delta_{\text{уст}}$ , которая зависит от значения технологических параметров.

Для сочетания материалов медь–АД1 первоначальное смещение наблюдается практически мгновенно после соприкосновения поверхностей вращающихся заготовок (рис. 1, а–в). При низких значениях окружной скорости и давления ( $v = 0,75$  м/с,  $P_{\text{н}} = 25$  МПа) величина смещения на начальных этапах трения значительна (рис. 2). Достижение установившегося значения  $\delta_{\text{уст}}$  наблюдается через время более 2,0 с. При увеличении давления величина  $\delta_{\text{уст}}$  уменьшается. При  $v = 1,5$  м/с смещение существенно меньше и достигает установившегося значения значительно быстрее по сравнению с  $v = 0,75$  м/с. Дальнейшее повышение скорости вращения до  $v = 2,5$  м/с не изменяет характер термодформационных процессов в зоне контакта. Например, достижение установившегося значения смещения  $\delta_{\text{уст}}$  происходит за время менее 1,0 с. После прерывания

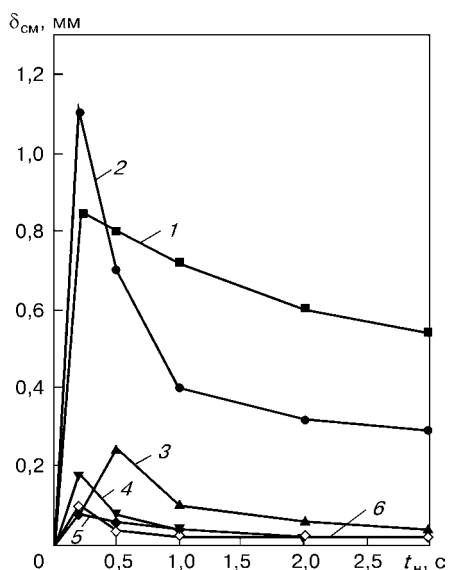


Рис. 2. Зависимость величины смещения поверхности трения  $\delta_{\text{см}}$  от времени нагрева  $t_{\text{н}}$  при сварке трением меди с алюминием: 1 –  $v = 0,75$  м/с,  $P_{\text{н}} = 25$  МПа; 2 – 0,75, 50; 3 – 1,5, 25; 4 – 1,5, 50; 5 – 2,5, 25; 6 – 2,5, 50

процесса нагрева по истечении указанного времени поверхность медной заготовки покрыта тончайшим слоем алюминия, что свидетельствует о завершенности процесса схватывания свариваемых поверхностей практически по всему сечению.

Изучая динамику изменения параметра смещения поверхности трения по сечению заготовок в процессе нагрева для соединений сталь 12Х18Н10Т–АД1, установили, что смещение поверхности трения в алюминиевую заготовку происходит неравномерно в различных частях свариваемого сечения. Формирование слоя алюминия, перенесенного на сталь, происходит более интенсивно в кольцевой зоне, расположенной на определенном расстоянии от центра сечения. Это расстояние уменьшается с увеличением скорости вращения и в исследуемом диапазоне изменения параметров составляет 0,4... 0,7 радиуса заготовок. Смещение поверхности трения в указанной кольцевой зоне достигает максимального значения (табл. 1). Обратное смещение поверхности трения первоначально происходит на периферийных участках сечения и затем распространяется на центральную часть (см. рис. 1, *z-e*). Такой характер движения поверхности трения, очевидно, связан с различной интенсивностью тепловыделения по сечению контакта, которая определяется зависимостью коэффициента трения от времени, скорости вращения и давления [6].

Полученные данные об изменении смещения поверхности трения во времени можно объяснить протеканием на начальной стадии нагрева двух конкурирующих процессов: деформационного упрочнения и термически активируемого разупрочнения металла в зоне контакта. Экстремальный характер изменения момента трения в этот период свидетельствует о том, что процесс трения сопровождается глубинным вырыванием, связанным с возникновением и разрушением очагов схватывания свариваемых металлов.

Для возникновения глубинного вырывания при трении существенны два обстоятельства: образование прочной связи между двумя поверхностями и наличие отрицательного градиента механических свойств [7, 8] по глубине от поверхности контакта. Выполнение указанных условий обеспечивается благодаря проявлению адгезионных сил сцепления и наклепу поверхностных слоев алюминия, т. е. образованию в зоне контакта связей, прочность которых выше прочности более пластичного металла (алюминия). В результате на начальных этапах трения процесс деформационного упрочнения преобладает, поверхность с минимальным сопротивлением на срез (поверхность трения) смещается в сторону алюминия.

При увеличении времени нагрева преобладающим становится процесс термически активируемого разупрочнения, градиент механических свойств становится положительным, поверхность трения перемещается в направлении к поверхности первоначального контакта. Однако, как показывают полученные данные, полного совпадения этих поверхностей при переходе к установившемуся процессу трения не происходит. Существенным в данном случае является упрочняющее действие более

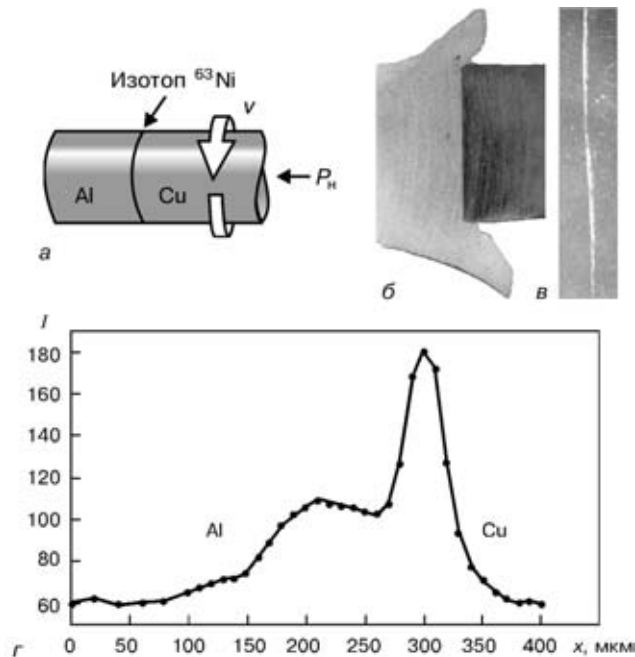


Рис. 3. Изучение массопереноса при сварке трением меди с алюминием с использованием изотопа <sup>63</sup>Ni: *a* — схема проведения опытов; *b* — макрошлиф; *c* — автордиограмма соединения; *d* — концентрационный профиль распределения изотопа <sup>63</sup>Ni; *e* — интенсивность излучения; *x* — глубина проникновения изотопа

твердой медной (или стальной) поверхности на перенесенный слой алюминия в результате проявления адгезионных сил сцепления. В зоне первоначального контакта пластифицированный слой алюминия как бы упрочняется, и при тангенциальном смещении разрыв происходит в глубине слоя.

Таким образом, зона максимальных сдвиговых деформаций располагается на определенном расстоянии от поверхности первоначального контакта, которое определяется соотношением технологических параметров — скорости вращения и давления нагрева. В результате обратного смещения поверхности трения появляется тонкий слой пластифицированного металла (алюминия), играющего роль «смазочного материала», трение из сухого становится граничным. Достижение указанной стадии совпадает с уменьшением момента трения в стыке. Взаимодействие свариваемых поверхностей при

Таблица 1. Изменение во времени максимальной по сечению заготовок величины смещения поверхности трения  $\delta_{см}$  для соединения сталь 12Х18Н10Т–сплав АД1

Скорость вращения $v$ , м/с	Давление нагрева $P_n$ , МПа	Время нагрева $t_n$ , с				
		0,2	0,5	1,0	2,0	3,0
0,75	25	0,08	0,24	0,38	0,32	0,31
	50	0,16	0,34	0,28	0,26	0,20
1,50	25	0,12	0,20	0,14	0,08	0,06
	50	0,25	0,18	0,10	0,05	0,04
2,0	25	0,10	0,14	0,08	0,06	0,04
	50	0,10	0,07	0,05	0,03	< 0,02
2,5	25	0,06	0,05	0,03	0,02	< 0,02
	50	0,10	0,06	0,02	< 0,02	< 0,02

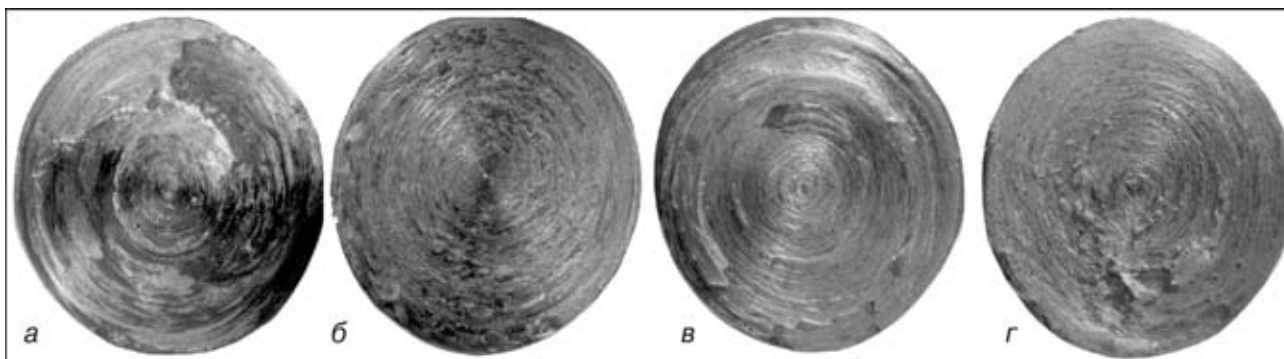


Рис. 4. Поверхности изломов со стороны медной заготовки соединений меди с алюминием, полученных при токарной обработке с использованием смазки за 120 (а), 0,5 ч до сварки (б) и токарной обработке без использования смазки за 120 (в), 24 ч до сварки (г)

трения сосредоточивается в определенном объеме материала с упругопластическими свойствами. Этот объем материала условно можно рассматривать как «третье тело» [7].

Для изучения влияния смещения поверхности трения на условия развития физического контакта и активации свариваемых поверхностей исследовали процессы массопереноса в стыке с помощью метода радиоактивных изотопов. Перед сваркой плоскость одной из двух соединяемых заготовок электролитически покрывали слоем радиоактивного изотопа <sup>63</sup>Ni толщиной до 1 мкм. После сварки микрошлиф соединения фиксировали на рентгеновской пленке и помещали в светонепроницаемую камеру. Время экспозиции составляло до 200 ч. По автордиограмме на микрометре МФ-4 определяли зависимость плотности почернения от распределения изотопа в образце. Полученные результаты (рис. 3) свидетельствуют о том, что при сварке слой изотопа полностью не вытесняется в грат, а остается в стыке независимо от того, на какую заготовку он был нанесен перед сваркой. Таким образом, в процессе сварки полного обновления поверхности первоначального контакта не происходит, наблюдается перераспределение слоя изотопа по сечению и глубине заготовок.

Максимальная глубина проникновения изотопа наблюдается на расстоянии 0,4...0,7 радиуса заготовок и составляет от 110 до 140 мкм. В центре сечения ширина этой зоны составляет 40...60, на периферии — 30...50 мкм. Указанные значения со-

измеримы с величиной смещения поверхности трения на стадии нагрева, соответствующей времени сварки полученных соединений, что может свидетельствовать о взаимосвязи перераспределения слоя изотопа со смещением поверхности трения.

Полученные результаты позволяют объяснить многочисленные экспериментальные данные о влиянии состояния свариваемых поверхностей на качество сварки разнородных металлов. Известно [9], что необходимой предпосылкой для образования полноценных металлических связей двух поверхностей является разрушение пленок оксидов и смазки. Смещение поверхности трения от поверхности первоначального контакта и формирование пластифицированного слоя алюминия обуславливает то, что слой оксидов или органических веществ полностью не удаляются из стыка, а перераспределяются в зоне соединения аналогично изотопу <sup>63</sup>Ni. При испытании на загиб соединений, полученных при сварке заготовок после токарной обработки торцов с использованием смазки (рис. 4, а, б) или с окисленными торцами (рис. 4, в, г), разрушение происходит, как правило, по алюминию на расстоянии 0,05...0,2 мм от поверхности первоначального контакта. Характерным является тот факт, что варьированием параметров режима сварки в широком диапазоне не удается получить качественные соединения меди с алюминием через слой смазки или достаточно толстый слой оксида. При сварке заготовок с механически обработанными и обезжиренными торцами обеспечить качественное соединение можно только в том случае, если сварку выполнять не позднее определенного времени. Следовательно, существует граничная толщина пленки оксидов, при которой возможно ее механическое дробление, обеспечивающее активацию свариваемых поверхностей.

Следует отметить различия в процессах контактного взаимодействия при сварке трением однородных и разнородных материалов. Например, по данным [10], слой изотопа при сварке трением однородного сочетания материалов (низкоуглеродистой стали) в начальный период нагрева также перераспределяется по сечению заготовок, но при дальнейшем нагреве полностью удаляется из стыка. Этим, очевидно, объясняется незначительная зависимость качества соединений однородных материалов от состояния свариваемых поверхностей.

Таблица 2. Результаты испытаний соединений меди с алюминием на ударный загиб ( $P_n = 25$  МПа,  $P_{пр} = 100$  МПа,  $v = 1,9$  м/с)

№ режима	Время нагрева, с	Осадка при проковке, мм	Скорость осадки при проковке, мм/с	Угол загиба $\alpha$ , град	Примечания
1	0,4	1,5	1,9	2	Конвенционная сварка
2	0,8	2,5	3,5	30	
3	0,4	5,8	9,8	90	Сварка с регулируемым торможением вращения
4	0,8	6,9	11,2	То же	—

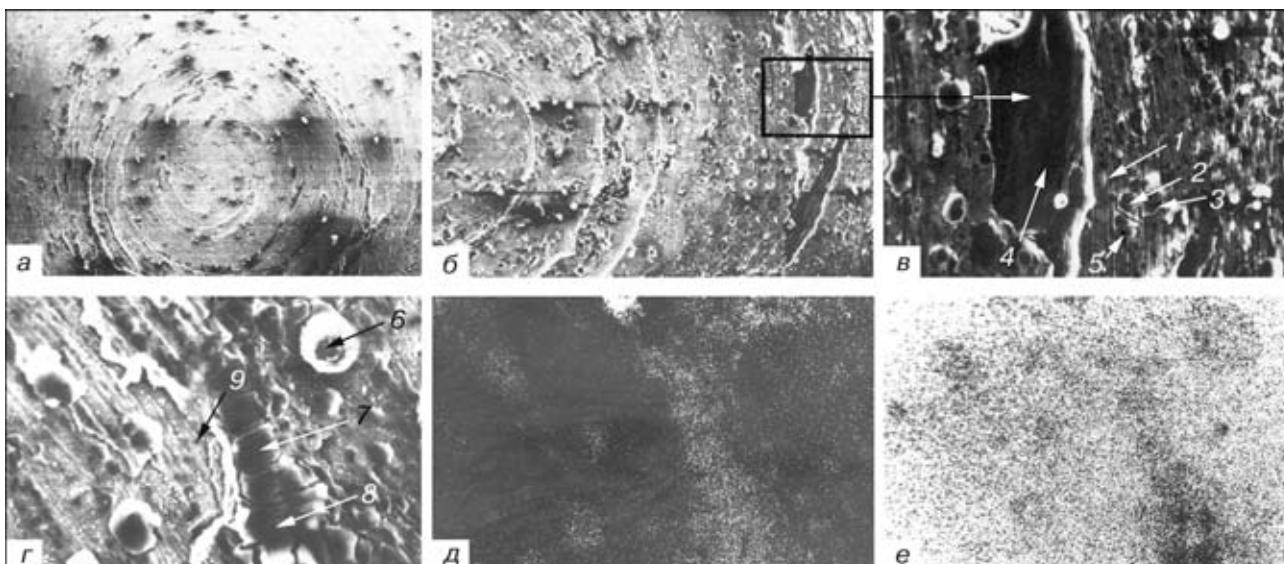


Рис. 5. Поверхность излома со стороны медной заготовки соединения меди с алюминием, полученного на режиме 1: *a-f* — центр сечения, соответственно X36, X150, X600; *g* — периферийная часть сечения, X1200; *d, e* — карты распределения периферийной части сечения соответственно алюминия и меди, X1200

Проведенные эксперименты позволяют сделать вывод, что при сварке трением алюминия с медью и сталью 12Х18Н10Т формирование соединения на заключительной стадии процесса сварки (при проковке) происходит через слой пластифицированного металла по двум различным поверхностям: поверхности первоначального контакта свариваемых металлов и поверхности трения. Влияние технологических параметров на термомеханические процессы в стыке следует рассматривать с точки зрения оптимизации условий развития физического контакта и активации свариваемых поверхностей по плоскости первоначального контакта.

При любых способах сварки давлением физический контакт образуется за счет пластической деформации приконтактных объемов соединяемых материалов [11], поэтому предпочтительны условия, при которых смещение поверхности трения минимальна.

Увеличение окружной скорости и давления нагрева способствует снижению максимального и установившегося значений смещения и ускоряет процесс обратного перемещения поверхности трения. Это, очевидно, способствует активации свариваемых поверхностей по всему сечению заготовок. Однако такой положительный характер увеличения значения указанных технологических параметров на деформационные процессы в стыке ограничивается возможностью химического взаимодействия свариваемых металлов.

Известно [1, 12–15], что повышение скорости вращения интенсифицирует процесс образования хрупкой интерметаллидной прослойки в стыке. Поэтому положительное влияние увеличения скорости вращения и давления нагрева, очевидно, имеет место до определенных значений и при условии минимизации времени стадии нагрева. Поскольку максимальная интенсивность сдвиговой деформации имеет место по поверхности трения, а образование интерметаллидной прослойки происходит по поверхности контакта свариваемых метал-

лов, то первоочередной задачей заключительной стадии процесса сварки должно явиться расширение зоны тангенциальной деформации и вовлечение в эту зону слоя алюминия, перенесенного на поверхность медной или стальной заготовки. Критерием правильности выбора величины и характера изменения в процессе сварки отдельных технологических параметров может являться структура и фазовый состав зоны соединений, которые определяют механические и эксплуатационные свойства биметаллических переходников.

Исследовали влияние начальной и заключительной (торможения и проковки) стадий процесса сварки на деформационные процессы в стыке, формирование структуры и фазового состава соединения меди с алюминием. Для изучения механизма образования соединения меди с алюминием на ранних стадиях контактного взаимодействия проводили механические испытания на ударный загиб соединений, полученных при обычном (конвенционном) процессе сварки, характеризующимся быстрым торможением вращения (см. табл. 2, режимы 1, 2). Значение времени нагрева при режиме 1 приблизительно соответствовало достижению максимального значения смещения поверхности трения. Разрушение образцов при механических испытаниях происходило по поверхности первоначального контакта меди с алюминием. Исследования изломов выполняли с использованием растровой аналитической электронной микроскопии на установке СЭМ-515 фирмы «Филипс». На поверхности излома со стороны медной заготовки (рис. 5) обнаруживаются линии скольжения и отдельные дисперсные частицы металла со стехио-

Таблица 3. Фазовый состав частиц металла в различных точках поверхности трения меди с алюминием

№ точки	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Al, %	3,3	44,5	44,6	97,0	30,1	1,67	41,8	52,9	1,8
Cu, %	96,7	55,5	55,4	3,0	69,9	98,23	58,2	47,1	98,2

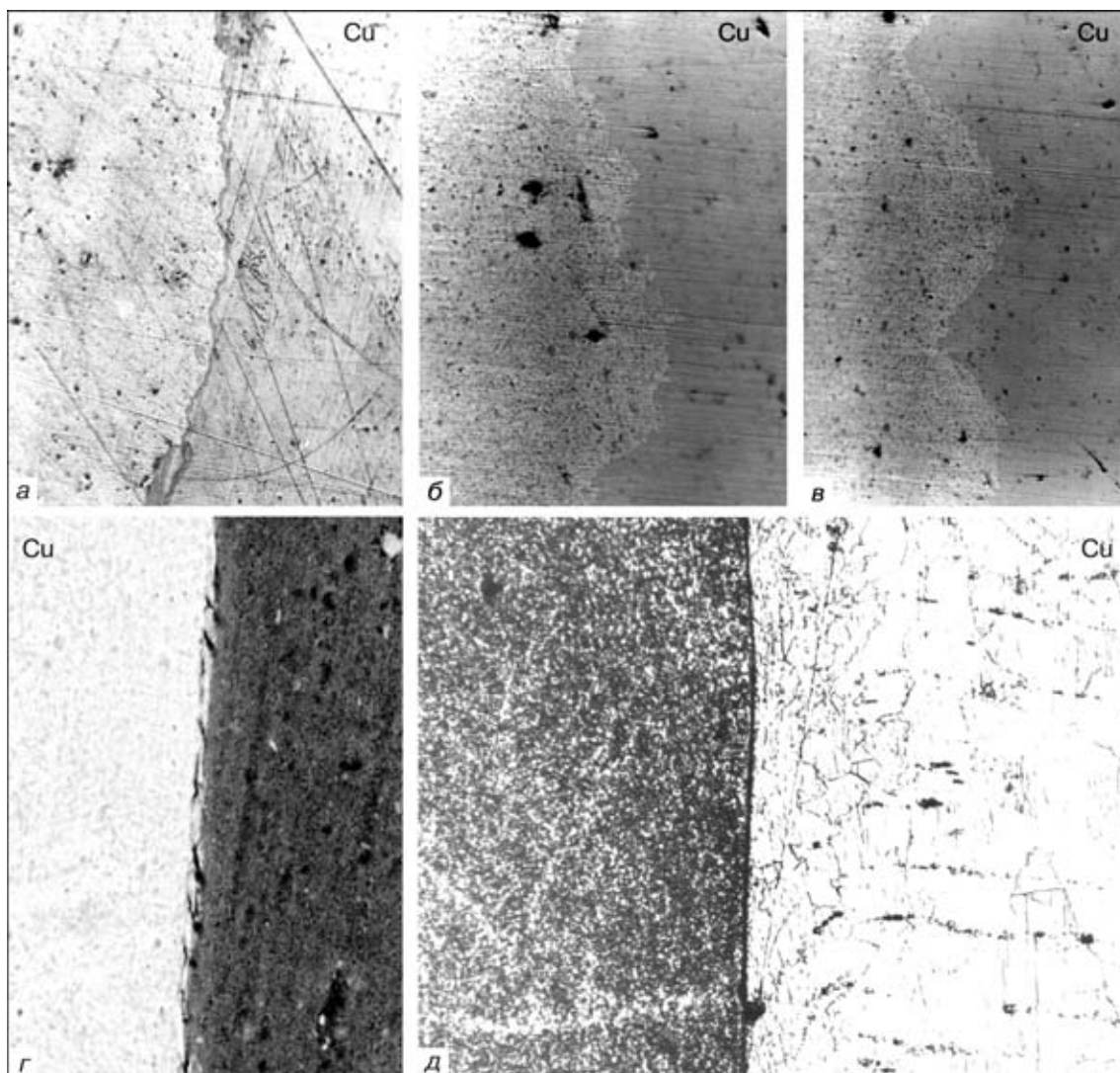


Рис. 6. Микроструктура зоны соединения медь-АД1: а — режим 2, X400; б — режим 3, центр сечения, X500; в — режим 3, периферия сечения, X1000; г, д — режим 4, соответственно X950, X200

метрическим составом, соответствующим твердому раствору меди в алюминии и интерметаллидным соединениям (преимущественно типа  $\text{CuAl}_2$ , табл. 3). Измерения температуры при сварке меди с алюминием [13] показывают, что на начальных этапах процесса трения скорость нагрева металла в зоне контакта составляет порядка  $10^3$  °C/с. Можно предположить, что в отдельных точках контакта (в местах возникновения и разрушения фрикционных связей) время достижения температуры образования интерметаллидных фаз может составлять десятые доли секунды.

Характерно, что частицы с указанным составом обнаруживаются в различных частях сечения (от центральной до периферийной), значительно отличающихся скоростью относительного перемещения и температурой контакта. Другими словами, формирование интерметаллидных фаз может реализоваться в отдельных участках сечения уже на начальных этапах контактного взаимодействия за очень короткий промежуток времени.

Полученные результаты свидетельствуют, что при сварке трением деформационное воздействие на свариваемые металлы существенно увеличивает

скорость протекания диффузионных процессов в зоне контакта. Поэтому одним из основных факторов, влияющих на формирование и рост интерметаллидной прослойки, является время стадии нагрева, а условия минимизации толщины этой прослойки будут определяться величиной и скоростью осевой и сдвиговой деформации на стадии проковки.

Учитывая результаты исследования движения поверхности трения, можно предположить, что быстрое торможение вращения при сварке на режиме 1 позволило зафиксировать ранние этапы смещения поверхности трения в алюминиевую заготовку. Очевидно, схватывание свариваемых поверхностей ограничилось отдельными участками сечения заготовок, процессы релаксации напряжений и гетеродиффузии не получили достаточного развития, результатом чего явились низкие механические свойства соединения.

Продолжение стадии нагрева до 0,8 с при установленной скорости вращения практически соответствует завершению процесса обратного смещения поверхности трения и формированию в зоне контакта тонкого слоя пластифицированного алю-

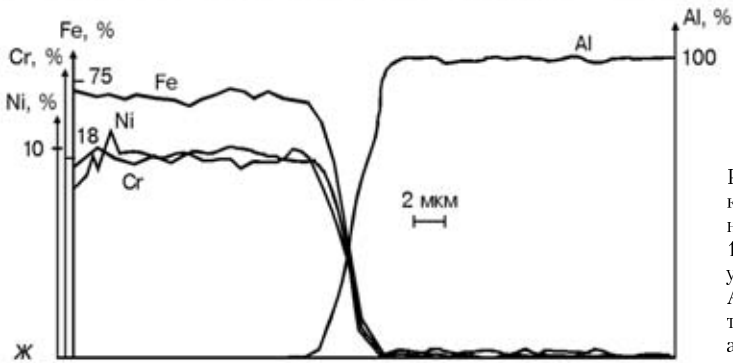
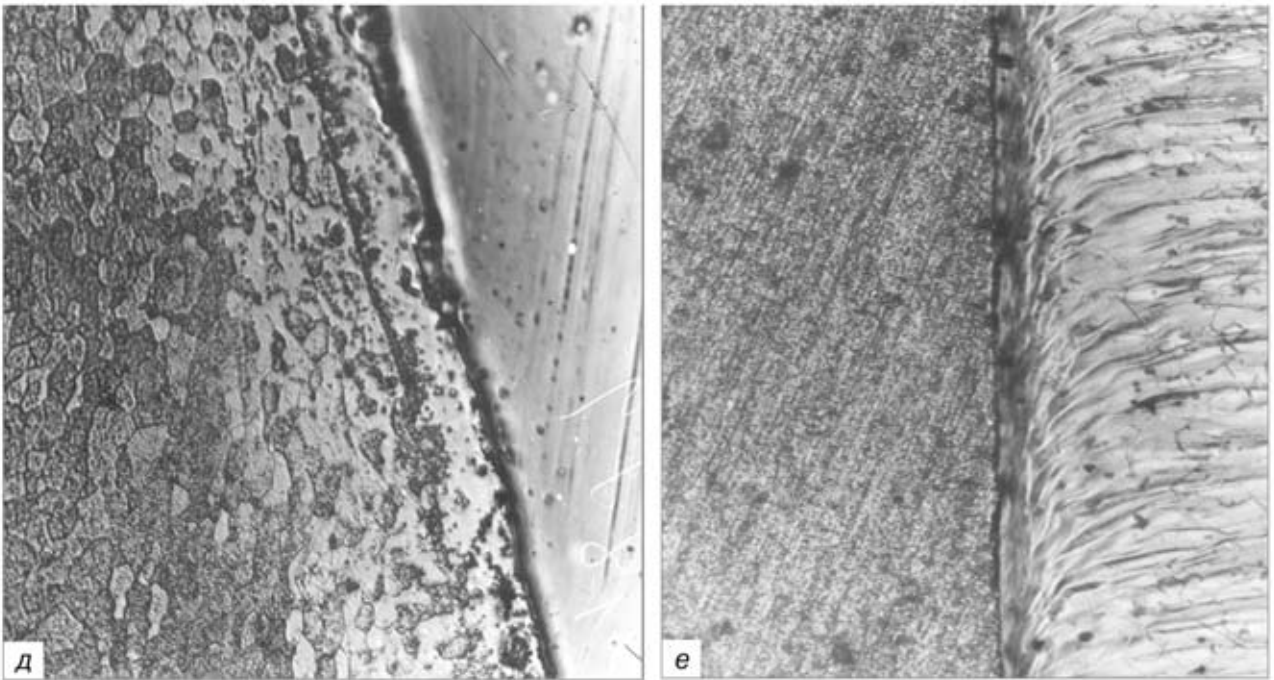
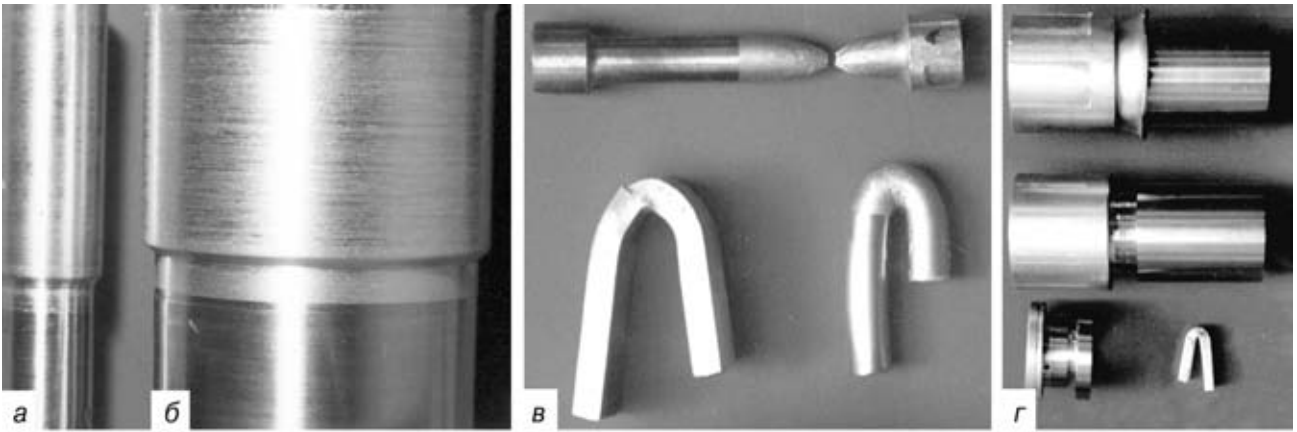


Рис. 7. Биметаллические соединения, полученные сваркой трением с регулируемым торможением: *а, б* – медно-алюминиевые переходники соответственно диаметром 16 и 55 мм; *в* – образцы после испытаний на разрыв и ударный загиб; *г* – сталь-алюминиевые (12Х18Н10Т-АД1) переходники и образец после механических испытаний; *д, е* – микроструктура со стороны соответственно алюминия, Х600; стали 12Х18Н10Т, Х320; *ж* – распределение элементов в зоне соединения

миния («третьего тела»). При исследовании микроструктуры соединения, полученного при быстром торможении вращения (см. табл. 2, режим 2), обнаруживается наличие прослойки интерметаллидов, которая формируется в контакте пластифицированного слоя алюминия с поверхностью медной заготовки (рис. 6, *а*). Незначительная величина и низкая скорость осадки при проковке, выполняемой при невращающихся заготовках преимущественно за счет радиальной составляющей деформации, свидетельствуют об отсутствии достаточного температурного градиента в зоне соединения.

Таким образом, формирование интерметаллидной прослойки при нагреве происходит раньше создания необходимого температурного градиента для выполнения проковки. Для обеспечения необходимой степени совместной пластической деформации свариваемых металлов при конвенционном процессе обычно идут по пути повышения роли термического канала активации свариваемых поверхностей. Для этого увеличивают время нагрева [14], что способствует созданию необходимого температурного градиента, однако, неизбежно приводит к росту интерметаллидной прослойки. Час-

тичное вытеснение этой прослойки достигают путем значительного увеличения давления проковки в сочетании с принудительным формированием стыка [14, 15]. Обеспечить высокую стабильность показателей пластичности сварных соединений при таком подходе проблематично.

Анализ результатов исследований показывает, что предотвратить образование сплошной интерметаллидной прослойки при сварке биметаллических соединений можно при условии минимизации времени стадии нагрева и изыскании способа интенсификации сдвиговой деформации по поверхности первоначального контакта на стадии проковки. Для интенсификации деформационного воздействия на заключительной стадии процесса разработан способ сварки трением с регулируемым торможением вращения. Приложение проковочного усилия на этапе торможения вращения обеспечивает совместное воздействие осевой и тангенциальной составляющих деформации на слой алюминия, перенесенный на медную заготовку, и способствует интенсификации сдвиговой деформации по поверхности первоначального контакта. При этом формирование соединения происходит в условиях, отличающихся преобладанием деформационного канала активации свариваемых поверхностей.

Известно, что основной характеристикой состояния металла при высокотемпературном деформировании является не деформация, а ее скорость [11, 16]. Интенсификация диффузионных процессов при высокотемпературном пластическом деформировании является следствием увеличения искаженности кристаллической решетки и появления большого количества различного рода дефектов кристаллического строения. Анализ осциллограмм процесса сварки трением с регулируемым торможением показывает, что на стадии торможения в результате расширения зоны тангенциальных деформаций в зоне контакта наблюдается резкое увеличение скорости осадки (в 3...7 раз по сравнению со стадией нагрева). Осадка, осуществляемая совместным действием сжимающих и тангенциальных напряжений, способствует интенсификации сдвиговой деформации и активизации диффузионных процессов по поверхности первоначального контакта.

Для изучения структуры и фазового состава соединений, полученных при программируемом торможении вращения (см. табл. 2, режимы 3 и 4), проводили микрорентгеноспектральные исследования (микроанализатор SX-50 фирмы «Камека»), оптическую (микроскоп «Neophot-32») и растровую аналитическую электронную микроскопию (установка СЭМ-515). Оптическую микроскопию выполняли на косых (угол 11,5°) нетравленных шлифах, электронную — на шлифах, подготовленных с использованием ионной полировки и травления, на установке Ion Sputter JFC-1100 фирмы «Джеол».

В контактной зоне соединения, выполненного на режиме 3 (см. табл. 2), отмечается диффузия меди в алюминий на глубину до 3 мкм. Характерным для структуры переходной зоны является образование твердого раствора меди в алюминии

переменного состава. Интерметаллидная прослойка в стыке не обнаруживается, при этом соединения имеют высокие показатели прочности и пластичности (см. рис. 6, б, в). При механических испытаниях на разрыв и ударный загиб разрушения по зоне соединения не наблюдаются (рис. 7).

В зоне соединения (см. табл. 2, режим 4), время нагрева которого приблизительно соответствовало достижению установившейся величины смещения поверхности трения, со стороны алюминия обнаруживается диффузионная зона шириной до 4 мкм со стехиометрическим составом, соответствующим твердому раствору меди в алюминии (см. табл. 2) и прослойка состава 19...40 % Cu, 60...81 % Al шириной 1,3...2,0 мкм (см. рис. 6, г, д). Мелкозернистая структура меди и алюминия в зоне соединения свидетельствует об эффекте динамической проковки, способствующей измельчению структуры и повышению прочности металла.

Характерным для термического цикла сварки по новой технологии является высокая интенсивность и строгое дозирование ввода энергии в стык, что способствует созданию высокого температурного градиента в зоне соединения. Благодаря этому обеспечивается высокая скорость охлаждения зоны соединения, что позволяет уменьшить время проковки в 1,5...2 раза по сравнению с конвенционным процессом.

В соединениях сталь 12X18H10T-АД1, полученных при сварке с регулируемым торможением вращения, интерметаллидная прослойка не обнаруживается (рис. 7, д-ж). В структуре переходной зоны со стороны алюминия обнаруживается диффузионная зона железа в алюминии шириной от 3 до 5 мкм. Далее наблюдается структура мелкозернистого алюминия, причем с увеличением давления и снижением динамики торможения размер зерна алюминия в приконтактной зоне уменьшается. Слой стали 12X18H10T шириной около 100 мкм, примыкающий к линии соединения, пластически деформирован. Наблюдается изгиб полосок  $\delta$ -феррита в приконтактной области, что свидетельствует об интенсивной сдвиговой деформации в зоне контакта в процессе сварки.

Оптимизация параметров нового способа сварки трением сводится к определению рациональной длительности стадии нагрева при постоянной скорости вращения и заданию оптимальной динамики торможения вращения на стадии проковки. Критерием оптимизации динамики торможения вращения при сварке по разработанной технологии является обеспечение определенной скорости осевой деформации при сохранении высокого уровня мощности тепловыделения в зоне контакта.

**Заключение.** В начальный момент трения при сварке меди и стали 12X18H10T с алюминием наблюдается смещение поверхности трения в сторону алюминиевой заготовки, величина которого зависит от скорости вращения и давления при нагреве. На этой стадии контактного взаимодействия преобладающими являются процессы деформационного упрочнения, сопровождающиеся формированием зоны объемного взаимодействия в виде



твердых растворов и дисперсных фазовых выделений свариваемых металлов.

С увеличением времени нагрева преобладающим становится процесс термически активируемого разупрочнения, наблюдается обратное перемещение поверхности трения. Величина смещения достигает установившегося значения  $\delta_{уст}$ .

Взаимодействие свариваемых поверхностей при трении сосредоточивается в определенном объеме материала (обладающим упругопластическими свойствами), который условно можно рассматривать как «третье тело». Смещение поверхности трения и формирование «третьего тела» определяют невозможность полного вытеснения из зоны первоначального контакта поверхностных слоев веществ и, следовательно, необходимость тщательной подготовки свариваемых поверхностей.

Основными факторами, влияющими на формирование интерметаллидной прослойки, являются продолжительность стадии нагрева, величина и скорость осевой и сдвиговой деформации на стадии проковки. При проковке, осуществляемой совместным действием сжимающих и тангенциальных напряжений, наблюдается резкое увеличение скорости осадки и обеспечивается интенсификация сдвиговой деформации по поверхности первоначального контакта.

Разработан новый способ сварки трением с регулируемым торможением вращения, позволяющий при сварке биметаллических соединений ограничить формирование интерметаллидной фазы его начальными этапами и обеспечить получение соединений со стабильно высокими показателями прочности и пластичности.

Peculiarities of contact interaction in friction welding of copper and steel 12Kh18N10T to aluminium AD1 have been studied. Principles of displacement of the friction surface with time and dependence of the displacement value upon the process parameters have been established. The effect of initial and final stages of the welding process on mass transfer in a joint, and kinetics of the early stages of formation of intermetallic interlayer in welding copper to aluminium have been investigated. The new method for friction welding with an adjustable deceleration of rotation has been developed.

1. *Lebedev V. K., Chernenko I. A.* Friction welding // Sov. Tech. Rev. C. Weld. Surf. — Harwood: A. P. GmbH. — 1992. — Vol. 4. — P. 59–168.
2. *Лебедев В. К., Миргород Ю. А., Цуруль И. А.* Особенности сварки трением бронзы Бр012 со сталью 40Х через промежуточную медную прослойку // Автомат. сварка. — 1993. — № 4. — С. 11–14.
3. *Сварка трением биметаллических валов аксиально-поршневых гидромашин / И. А. Черненко, Ю. А. Миргород, В. И. Симонов и др.* // Там же. — 1988. — № 3. — С. 46–48.
4. *Fukakusa K., Satoh T.* Travelling phenomena of rotational plane during friction welding // J. of Jap. Weld. Soc. — 1981. — 50, № 10. — P. 7–12.
5. *Mitelea I., Bogdan R.* Mass transfer processes in case of dissimilar materials friction welding // Sudura. — 1994. — № 2. — P. 1–4.
6. *Лебедев В. К., Черненко И. А.* Распределение мощности в стыке при сварке трением // Автомат. сварка. — 1984. — № 12. — С. 23–25.
7. *Крагельский И. В., Добычин М. Н., Комбалов В. С.* Основы расчетов на трение и износ. — М.: Машиностроение, 1977. — 527 с.
8. *Крагельский И. В.* Трение и износ. — М.: Машгиз, 1962. — 384 с.
9. *Гельман А. С.* Основы сварки давлением. — М.: Машиностроение, 1970. — 312 с.
10. *Исследование процесса инерционной сварки трением с помощью радиоактивных изотопов / В. К. Лебедев, Г. К. Харченко, С. К. Продан, В. Ф. Мазанко* // Автомат. сварка. — 1979. — № 8. — С. 74–75.
11. *Каракозов Э. С.* Сварка металлов давлением. — М.: Машиностроение, 1986. — 280 с.
12. *Jessop T. J., Nicholas E. D., Dinsdale W. O.* Friction welding dissimilar metals // Advances in Welding Processes. — Fourth intern. conf. — Harrogate, 9–11 May, 1978. — P. 23–36.
13. *Зягор И. В., Кучук-Яценко С. И.* Особенности формирования соединений меди с алюминием при сварке трением // Автомат. сварка. — 2001. — № 9. — С. 27–32.
14. *Штернин Л. А., Прокофьев С. Н.* Сварка трением алюминия со сталью и медью // Свароч. пр-во. — 1961. — № 11. — С. 30–32.
15. *Nicholas E. D.* Friction welding of copper to aluminium // Metal Constr. — 1975. — № 3. — P. 135–141.
16. *Лариков Л. Н., Рябов В. Р., Фальченко В. М.* Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке. — М.: Машиностроение, 1975. — 192 с.

Поступила в редакцию 25.03.2002