



Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Международная ассоциация «Сварка»

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН
Ю. С. Борисов, Н. М. Воропай,
В. Ф. Грабин, В. Н. Замков,
А. Т. Зельниченко, А. Я. Ищенко,
С. И. Кучук-Яценко, Ю. Н. Ланкин,
В. К. Лебедев (зам. гл. ред.),
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
В. И. Махненко, Л. И. Миходуй,
Л. П. Мойсов, В. Ф. Мошкин,
О. К. Назаренко, В. В. Пешков,
И. К. Походня, И. А. Рябцев,
Ю. А. Стеренбоген,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, В. К. Шелег, К. А. Ющенко

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

И. Арата (Япония), Н. П. Алешин (Россия),
И. Гривняк (Словакия),
У. Дилтей (Германия),
Е. А. Дорошкевич (Беларусь),
П. Зайффарт (Германия),
А. С. Зубченко (Россия),
К. Иноуэ (Япония), К. Мацубучи (США),
Н. И. Никифоров (Россия),
Б. Е. Патон (Украина),
Я. Пилярчик (Польша)

Адрес редакции:

03680, Украина, г. Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел.: (044) 227 63 02, 269 26 23
Факс: (044) 268 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:

Е. Н. Казарова, В. И. Котляр,
Т. В. Юштина, Л. В. Герасименко
Электронная верстка:
И. С. Баташева, И. Р. Наумова,
И. В. Петушков, Т. Ю. Снегирева

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

Журнал входит в перечень утвержден-
ных ВАК Украины изданий для публи-
кации трудов соискателей ученых сте-
пеней

Перепечатка материалов из журнала
«Автоматическая сварка» возможна при
обязательном письменном согласо-
вании с редакцией журнала

При перепечатке материалов ссылка на
журнал «Автоматическая сварка» обяза-
тельна

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не
несет

СОДЕРЖАНИЕ

СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ

- Кучук-Яценко С. И., Зяхор И. В.** Механизм формирования
биметаллических соединений при сварке трением 3
Третяк Н. Г. Сварка трением с перемешиванием
алюминиевых сплавов (Обзор) 12
Письменный А. С., Прокофьев А. С. Прессовая сварка труб
с применением активирующих флюсов 22
Кучук-Яценко С. И., Качинский В. С., Игнатенко В. Ю.
Прессовая сварка толстостенных труб с нагревом дугой,
управляемой магнитным полем 28
Киреев Л. С., Замков В. Н. Сварка титана со сталью в
твердой фазе (Обзор) 34
Харченко Г. К., Фальченко Ю. В., Новомлинец О. А.,
Горбань В. Ф. Диффузионная сварка в вакууме хрома с
медью 41
Маркашова Л. И., Арсенюк В. В., Григоренко Г. М.,
Бердникова Е. Н. Процессы массопереноса в условиях
сварки давлением разнородных металлов 43

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Коротынский А. Е.** Состояние, тенденции и перспективы
развития высокочастотных сварочных преобразователей
(Обзор) 50

ХРОНИКА

- Десятая юбилейная выставка в Санкт-Петербурге 64

- РЕКЛАМА** 66

Главные спонсоры журнала:

Каховский завод электросварочного оборудования



ОАО «Фирма СЭЛМА»

Ново-Краматорский машиностроительный завод



ПИИ Бинцель Украина ГмбХ

Avtomaticheskaya SVARKA

№ 7 (592)
July 2002

Published since March, 1948

The National Academy of Sciences of Ukraine
The E. O. Paton Electric Welding Institute
International Association «Welding»

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B.E. PATON

Yu.S. Borisov, N.M. Voropai,
V.F. Grabin, V.N. Zamkov,
A. T. Zelnichenko, A. Ya. Ishchenko,
S.I. Kuchuk-Yatsenko, Yu.N. Lankin,
V.K. Lebedev (vice-chief ed.),
V.N. Lipodaev (vice-chief ed.),
L.M. Lobanov, A.A. Mazur,
V.I. Makhnenko, L. I. Mikhoduj,
L. P. Mojsov,
V.F. Moshkin, O.K. Nazarenko,
V. V. Peshkov, I.K. Pokhodnya,
I.A. Ryabtsev, Yu.A. Sterenbogen,
B. V. Khitrovskaya (exec. secr.),
V.F. Khorunov,
V.K. Sheleg, K.A. Yushchenko

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

I. Arata (Japan),
N.P. Alyoshin (Russia),
I. Hrivnak (Slovakia),
U. Diltey (Germany),
E.A. Doroshkevich (Belorus),
P. Seyffarth (Germany),
A.S. Zubchenko (Russia),
K. Inoue (Japan),
K. Masubuchi (USA),
N.I. Nikiforov (Russia),
B. E. Paton (Ukraine),
Ya. Pilyarchik (Poland)

Address:

The E. O. Paton Electric
Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 227 63 02, 269 26 23
Fax: (38044) 268 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, V. I. Kotlyar,
L. V. Gerasimenko, T. V. Yushchina

Electron galley:

I. S. Batasheva, I. R. Naumova,
I. V. Petushkov, T. Yu. Snegireva

CONTENTS

PRESSURE WELDING

- Kuchuk-Yatsenko S.I., Zyakhor I.V.** Mechanism of formation of bimetal joints in friction welding 3
- Tretyak N.G.** Friction welding with stirring of aluminium alloys (Review) 12
- Pismenny A.S., Prokofiev A.S.** Pressure welding of pipes using activating fluxes 22
- Kuchuk-Yatsenko S.I., Kachinsky V.S., Ignatenko V.Yu.** Magnetically impelled arc welding of thick-walled pipes 28
- Kireev L.S., Zamkov V.N.** Solid-phase welding of titanium with steel (Review) 34
- Kharchenko G.K., Falchenko Yu.V., Novomlinets O.A., Gorbun V.F.** Diffusion vacuum welding of chromium with copper 41
- Markashova L.I., Arsenyuk V.V., Grigorenko G.M., Berdnikova E.N.** Processes of mass transfer under conditions of pressure welding dissimilar metals 43

INDUSTRIAL

- Korotynsky A.E.** State-of-the-art, tendencies and prospects of development of high-frequency welding converters (Review) 50

NEWS

- 10th Jubilee Exhibition in St.-Petersburg 64

- ADVERTISING 66

Journal «Avtomaticheskaya Svarka» is published in English under the title
«The Paton Welding Journal».
Concerning publication of articles, subscription and advertising, please,
contact the editorial board

Сварка давлением нашла широкое применение в различных отраслях промышленности и является неотъемлемым технологическим процессом высококомеханизированных 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 термомеханического цикла сварки на различных стадиях процесса.

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

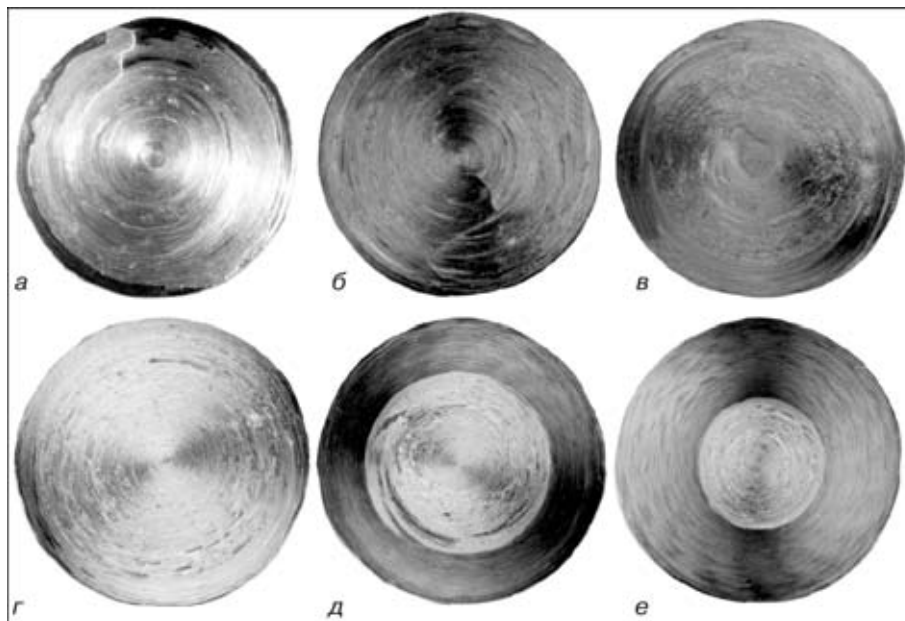


Рис. 1. Поверхности медных (а-в) и стальных (г-е) заготовок после мгновенного прерывания процесса сварки трением с алюминием АД1 через время $t_n = 0,2$ (а); 0,5 (б); 2,0 (в, д); 0,5 (г); 3,0 с (е) при $P_n = 25$ МПа; $v = 0,75$ (а-в), 2,0 м/с (г-е)

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 $P_n = 25; 50$ МПа, время нагрева $t_n = 0,2; 0,5; 1,0; 2,0; 3,0$ 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 δ_{max} через определенное время, после чего наблюдается обратное смещение в сторону первоначального контакта и достижение установившейся величины $\delta_{уст}$, 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, $P_n = 25$ МПа) величина смещения на начальных этапах трения значительна (рис. 2). Достижение установившегося значения $\delta_{уст}$ наблюдается через время более 2,0 с. При увеличении давления величина $\delta_{уст}$ 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 термодинамических процессов в зоне контакта. Например, достижение установившегося значения смещения $\delta_{уст}$ происходит за время менее 1,0 с. После прерывания

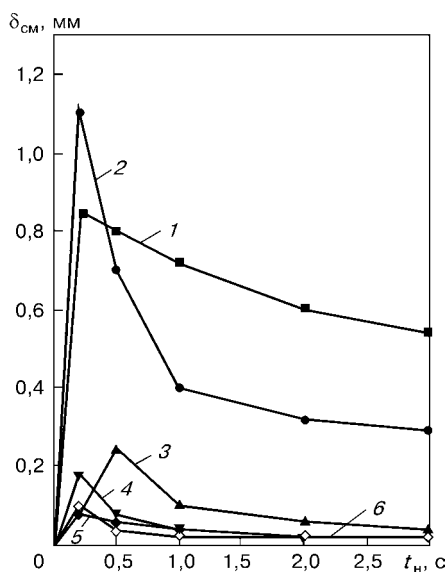


Рис. 2. Зависимость величины смещения поверхности трения $\delta_{см}$ от времени нагрева t_n при сварке трением меди с алюминием: 1 – $v = 0,75$ м/с, $P_n = 25$ МПа; 2 – 0,75, 50; 3 – 1,5, 25; 4 – 1,5, 50; 5 – 2,5, 25; 6 – 2,5, 50

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, *з-е*). 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

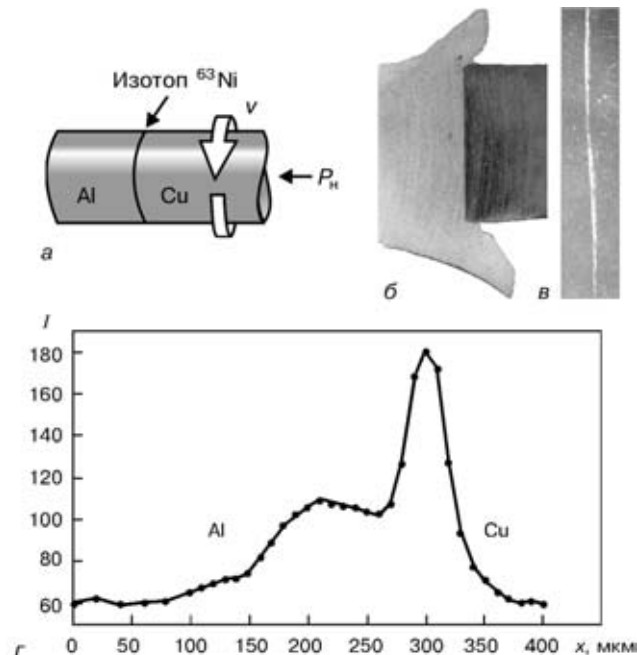


Рис. 3. Изучение массопереноса при сварке трением меди с алюминием с использованием изотопа ^{63}Ni : а — схема проведения опытов; б — макрошлиф; в — автордиограмма соединения; г — концентрационный профиль распределения изотопа ^{63}Ni I — интенсивность излучения; x — глубина проникновения изотопа

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 $\delta_{\text{см}}$ 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

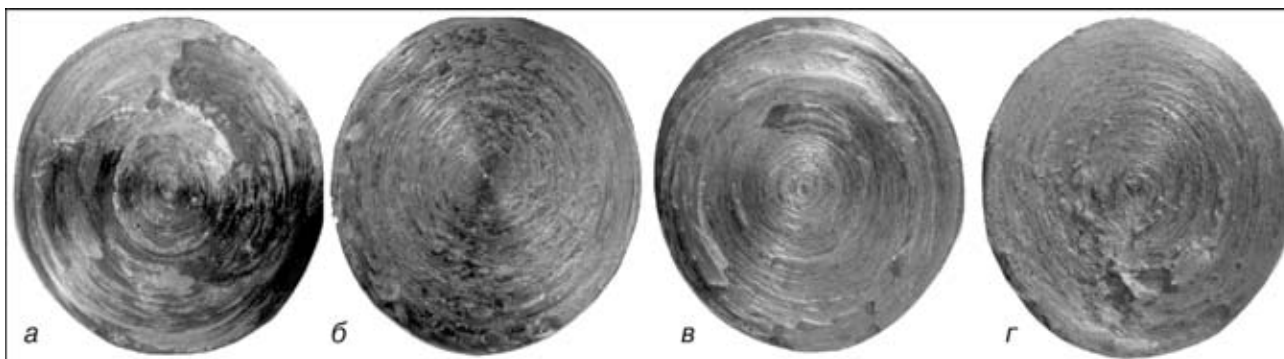


Рис. 4. Поверхности изломов со стороны медной заготовки соединений меди с алюминием, полученных при токарной обработке с использованием смазки за 120 (а), 0,5 ч до сварки (б) и токарной обработке без использования смазки за 120 (в), 24 ч до сварки (г)

трении 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 ^{63}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 ^{63}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 α , 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 (без регулируемым торможением вращения)	
4	0,8	6,9	11,2	То же	—

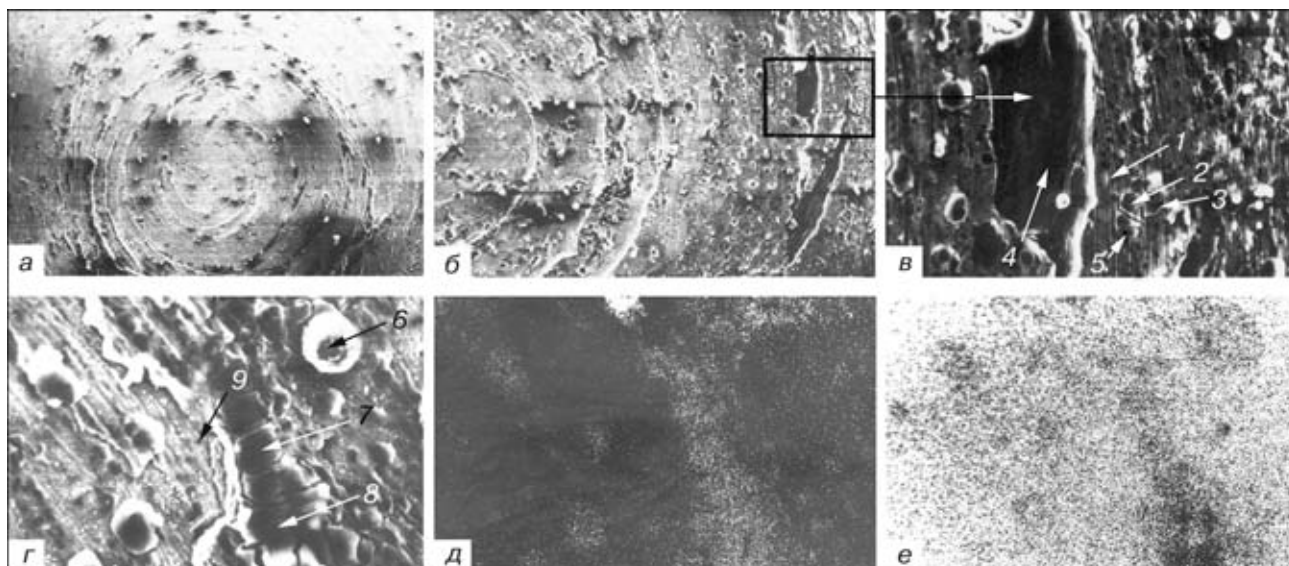


Рис. 5. Поверхность излома со стороны медной заготовки соединения меди с алюминием, полученного на режиме 1: *a–в* — центр сечения, соответственно $\times 36$, $\times 150$, $\times 600$; *г* — периферийная часть сечения, $\times 1200$; *д, е* — карты распределения периферийной части сечения соответственно алюминия и меди, $\times 1200$

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 изгиб 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

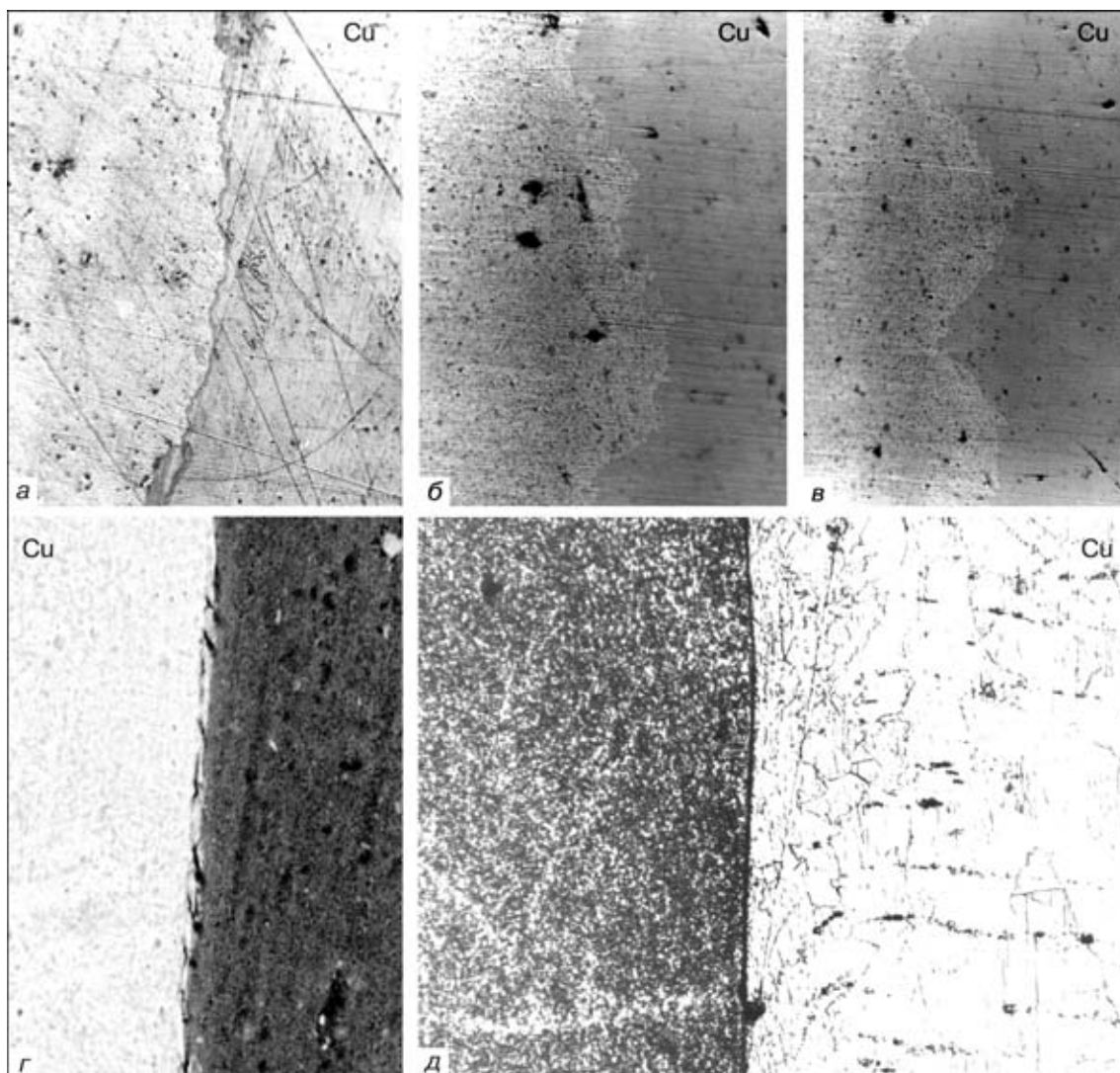


Рис. 6. Микроструктура зоны соединения медь-АД1: а — режим 2, $\times 400$; б — режим 3, центр сечения, $\times 500$; в — режим 3, периферия сечения, $\times 1000$; г, д — режим 4, соответственно $\times 950$, $\times 200$

метрическим составом, соответствующим твердому раствору меди в алюминии и интерметаллидным соединениям (преимущественно типа 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 десятки 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-

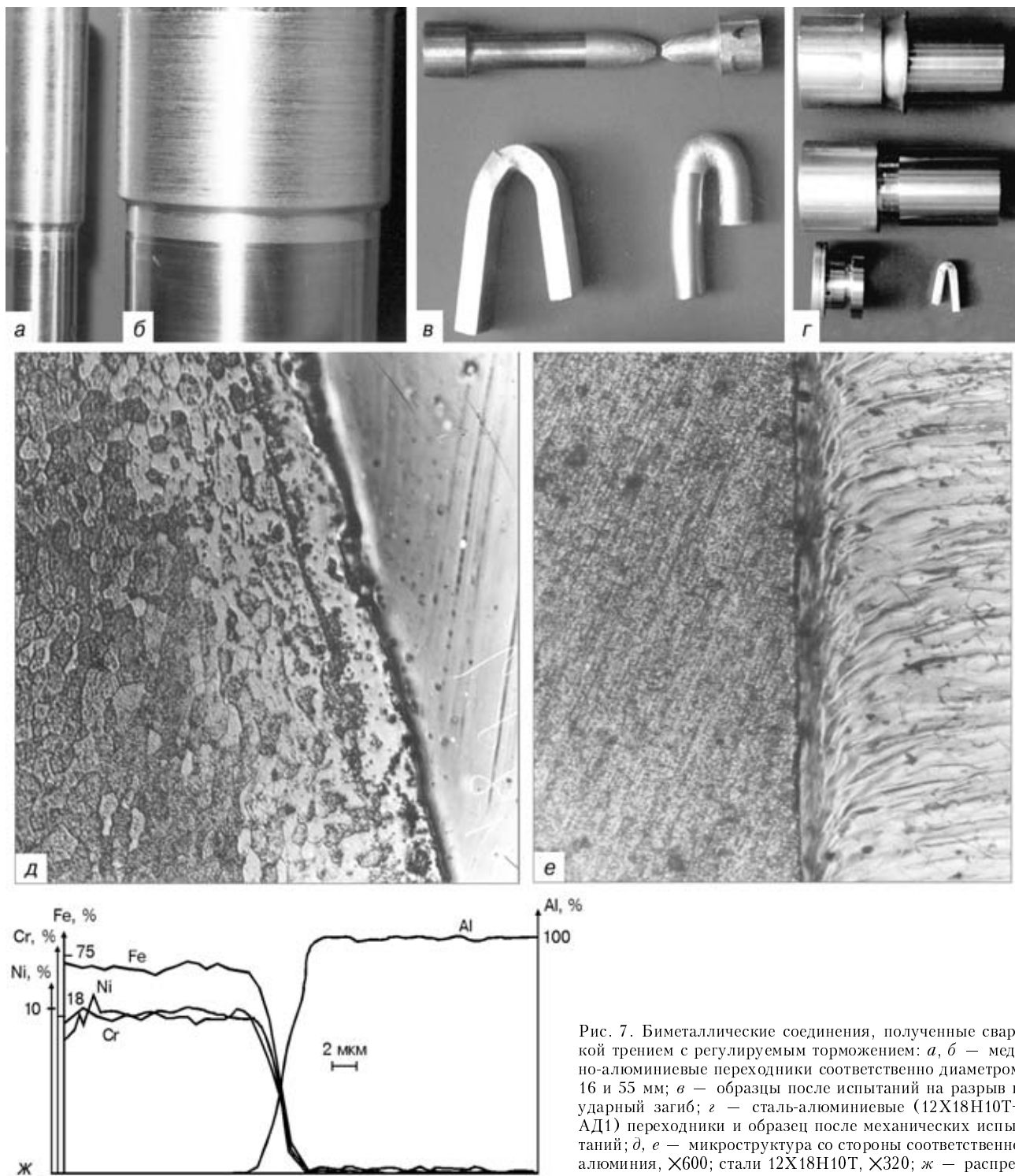


Рис. 7. Биметаллические соединения, полученные сваркой трением с регулируемым торможением: *а, б* — медно-алюминиевые переходники соответственно диаметром 16 и 55 мм; *в* — образцы после испытаний на разрыв и ударный загиб; *г* — сталь-алюминиевые (12X18H10T-АД1) переходники и образец после механических испытаний; *д, е* — микроструктура со стороны соответственно алюминия, X600; стали 12X18H10T, X320; *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°) нетравленых 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 полюсок δ-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.

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. *Зячор 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. *Ларионов Л. Н., Рябов В. Р., Фальченко В. М.* Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке. — М.: Машиностроение, 1975. — 192 с.

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.

Поступила в редакцию 25.03.2002

СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ (Обзор)

Н. Г. ТРЕТЯК, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены основные принципы реализации нового способа сварки трением с перемешиванием (СТП), позволяющего получать различные соединения листовых заготовок. Описаны конструкции инструмента для осуществления СТП, особенности формирования соединений различных алюминиевых сплавов, их свойства и структура, области применения СТП, оборудование для СТП различных конструкций, методы контроля качества и способы устранения специфических дефектов.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, сварка трением с перемешиванием, инструмент, области применения, свойства, структура, разупрочнение

В декабре 1991 г. Британским институтом сварки (TWI) был запатентован новый способ сварки трением, позволяющий выполнять стыковые и нахлесточные швы листовых заготовок [1–3]. Условно он был назван способом сварки трением с перемешиванием (СТП, английский эквивалент FSW) для того, чтобы выделить его среди множества других существующих способов сварки трением [3–5]. Предлагались и другие названия, в частности, в [3] рекомендовалось назвать его способом с повышением реакционной способности (активации) на поверхности раздела.

Процесс сварки (рис. 1) при этом способе происходит следующим образом. Специальный вращающийся инструмент, состоящий из утолщенной части – заплечика (shoulder) и выступающей части – штыря (pin), в месте стыка вводится в соприкосновение с поверхностью зафиксированных на массивной подкладке соединяемых заготовок таким образом, чтобы штырь внедрился в заготовки, а заплечик коснулся их поверхности. В результате трения штыря и заплечика о заготовку выделяется тепло, которое доводит металл вокруг инструмента до пластичного состояния. Затем инструменту сообщают поступательное движение со скоростью

сварки, и материал заготовок, перемещаясь из зоны нагрева в зону охлаждения, огибает штырь и образует соединение.

По характеру протекания процесса получения соединения этот способ имеет много общего с пресованием. Поскольку алюминиевые сплавы являются благоприятным в этом отношении материалом, то СТП главным образом реализована для алюминия и его сплавов. Основными преимуществами процесса СТП, по мнению разработчиков, являются следующие [6–10]:

- отсутствие в процессе сварки дыма, шума и ультрафиолетового излучения;
- возможность получения беспористых швов на любом алюминиевом сплаве, включая сплавы, чувствительные к пористости (сплавы с магнием, литием и др.);
- отсутствие присадочного металла и защитного газа;
- не требуется придания специального профиля кромкам и удаление оксидной пленки перед сваркой;
- возможность получения соединений во всех пространственных положениях;
- процесс сварки идеально подходит для автоматизации;
- не требуется высокой квалификации оператора;

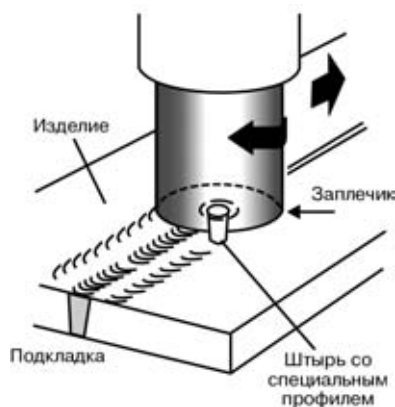


Рис. 1. Схема процесса сварки трением с перемешиванием

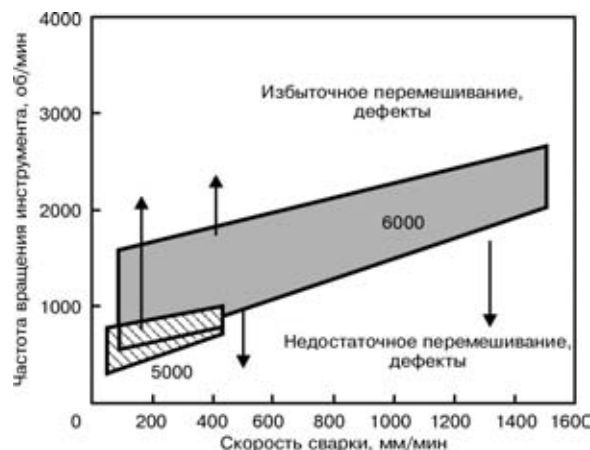


Рис. 2. Соотношение скорости сварки и частоты вращения инструмента, позволяющие получать качественные соединения алюминиевых сплавов серий 5000 и 6000 толщиной 5 мм

– благодаря относительной простоте оборудования достигается высокая эффективность использования энергии, так для выполнения односторонней сварки алюминиевого сплава серии 6000 толщиной 12,5 мм требуется всего 3 кВт энергии в целом;

– сварка может выполняться в сильных магнитных полях, например, при соединении шин проводов.

Низкий уровень деформаций, высокая воспроизводимость качества швов, полученных СТП, способствует улучшению существующих сварных конструкций из алюминиевых сплавов. При этом обеспечиваются следующие технологические возможности:

- швы могут быть получены на сплавах, которые нельзя выполнить сваркой плавлением из-за чувствительности к образованию горячих трещин;
- может быть достигнут более высокий уровень прочности для термически упрочняемых сплавов;
- формирование шва в твердой фазе позволяет сохранить свойства для метастабильных сплавов, таких, как композиты или сплавы, полученные быстрой кристаллизацией;
- можно получить крупные панели, состоящие из многочисленных небольших профилей, которые практически невозможно или экономически нецелесообразно прессовать или отливать;
- легкие прессованные панели могут быть соединены между собой без деформаций для получения более крупных конструкций судов, железнодорожных платформ или тяжелых грузовиков;
- для создания полых заготовок можно соединить более простые полуфабрикаты, полученные литьем или штамповкой;
- можно получать сварные узлы со стыковыми и нахлесточными швами из заготовок, изготавливаемых с помощью различных технологий (литье, прессование и др.);
- сборка стыков не требует очень точной подгонки кромок, так для листов толщиной 1,6 мм зазор может быть до 0,2 мм, для плит толщиной 12,7 мм — до 1,25 мм.

К недостаткам способа СТП можно отнести следующие [6]:

- необходимость мощных подкладок, на которых должны надежно закрепляться свариваемые заготовки;
- образование в конце шва отверстия, равного размеру штыря, которое необходимо заполнять с помощью других методов, таких, как сварка трением специальных пробок;
- применение вводных и выводных планок для получения протяженных швов на всю длину заготовок;
- ограничения в применении способа сварки в портативном варианте из-за закрепления заготовок на подкладке;

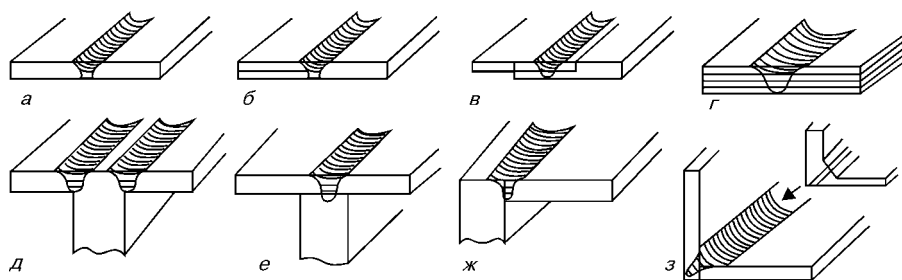


Рис. 3. Типы соединений, выполняемые СТП: а — стыковое; б — нахлесточно-стыковое; в — нахлесточное; г — многослойное нахлесточное; д — двухпроходное тавровое; е — тавровое прорезное; ж, з — угловое

– более низкий уровень скорости сварки по сравнению с механизированной дуговой сваркой для некоторых марок сплавов.

Основными параметрами процесса СТП являются [11]: скорость сварки (скорость перемещения инструмента), частота вращения инструмента, усилие прижатия и усилие перемещения инструмента, угол наклона инструмента, его размеры. Кроме того, учитываются условия трения в зависимости от применяемого материала инструмента и свариваемого материала, а также напряжение течения материала заготовок при температуре деформации.

Поскольку основные исследования СТП носят коммерческий характер и финансируются так называемыми Group Sponsored Project, то технологическая информация в публикациях ограничена и главным образом касается скоростей сварки и вращения инструмента [11, 12]. В работах [12, 13] приведены значения скорости сварки и частоты вращения рабочего инструмента (рис. 2), которые позволяют получить качественные соединения для сплавов серий 5000 и 6000. Как видно из рис. 2,

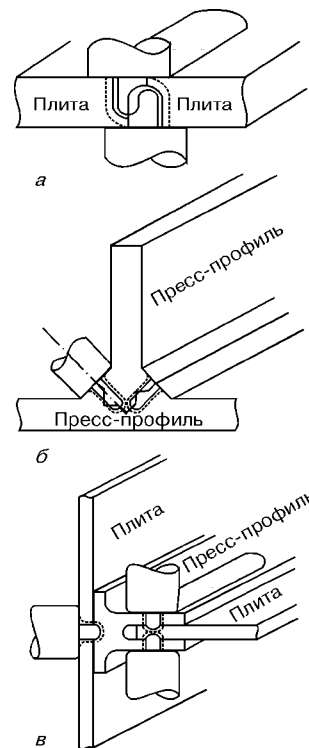


Рис. 4. Варианты соединений СТП различных полуфабрикатов: а — двухстороннее стыковое замковое; б — угловое замковое; в — прорезное

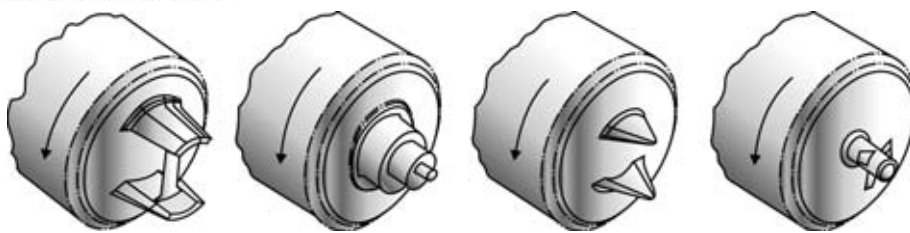


Рис. 5. Варианты конструктивного выполнения инструмента для СТП

сплавы серии 6000 можно сваривать в более широком диапазоне режимов, чем сплавы серии 5000.

Типы соединений, выполняемые СТП, характеризуются большим разнообразием: это и традиционные для дуговой сварки стыковые, угловые тавровые и нахлесточные (рис. 3), а также различного рода замковые и прорезные (рис. 4) швы [14, 15].

Особое внимание при создании СТП было уделено разработке конструкции вращающегося инструмента, от которого зависит формирование соединений, что подтверждается большим количеством патентов и публикаций. В [16] предложен инструмент, в котором по длине штыря выполнено несколько плоскостей, так, что он может иметь сечение в виде многоугольника, плоскость может быть свернута в спиральную полосу на поверхности штыря. Другие варианты предусматривают на штыре радиальные выступы аэродинамической формы, поперечные и продольные надрезы, выступы различной длины и формы на торце штыря и пр. Некоторые из этих вариантов инструмента приведены на рис. 5. Авторы [17] разработали составной инструмент, в котором штырь вставляется в тело заплечика и может легко заменяться другим (рис. 6). Для усиления течения пластифицированного металла заплечик выполнен в виде вогнутой поверхности, а штырь имеет резьбовую поверхность или, что более предпочтительно два или несколько выступающих ребер. Инструмент, одновременно выполняющий также роль подкладки соединяемых заготовок [18, 42], назван катушечным (Bobbin Tool) (рис. 7).

Расширяет технологические возможности рабочего инструмента конструкция с регулируемой в процессе сварки длиной штыря и диаметром заплечика (рис. 8) [19]. Это позволяет сваривать заготовки переменного сечения и избегать образования отверстия в конце шва при выполнении кольцевых швов. На этой основе реализован про-

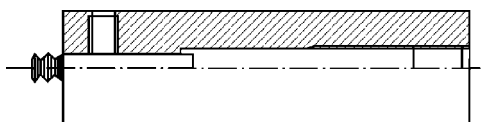


Рис. 6. Конструкция составного рабочего инструмента

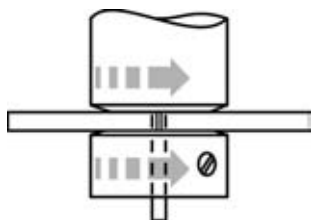


Рис. 7. Схема сварки инструментом в виде катушки (Bobbin Tool)

раммируемый процесс сварки, когда за счет изменения длины штыря от нуля до значения, равного толщине свариваемых заготовок, осуществляется плавный выход на достижение полного проплавления и окончание процесса без образования отверстия.

Для надежного прижатия заплечика к поверхности свариваемых заготовок и тем самым обеспечения постоянного теплового режима в зоне сварки разработана конструкция рабочего инструмента (рис. 9) с подвижным заплечиком, который постоянно находится в подпружиненном состоянии с заданным усилием [20].

При сварке некоторых высокопрочных алюминиевых сплавов для уменьшения прилипания металла к штырю и отвода избыточного тепла предложена конструкция инструмента с охлаждением его наружной стороны [21] путем пропускания хладагента (воды) или обдува воздухом (рис. 10). Существуют также конструктивные варианты, когда хладагент подается по каналам, расположенным внутри инструмента (рис. 10, б).

СТП заготовок сплава 6082 Т6 толщиной до 50 мм за один проход и толщиной до 75 мм с двух сторон стали возможными благодаря разработке инструментов семейства WhorlTM и MX TrifluteTM [22, 23].

Профиль разработанного рабочего инструмента WhorlTM (рис. 11) напоминает по очертаниям длинную коническую морскую раковину. Несмотря на некоторые отличия, основная конструкция разработана так, что одновременно изменяется шаг, угол наклона профиля и тем самым оптимизируется процесс СТП различных алюминиевых сплавов и толщин (рис. 12). Инструмент с торговым знаком MX TrifluteTM (рис. 13) позволяет сваривать заготовки толщиной от 6 до 50 мм за один проход [23]. Он имеет штырь в виде фигуры, ограниченной двумя параллельными плоскостями с тремя канавками и специальной нарезкой между ними. Такая форма штыря имеет большую по сравнению с цилиндрическим штырем поверхность и обеспечивает сварку при меньшем (примерно на 70 %) количестве перемещаемого металла. Для улучше-

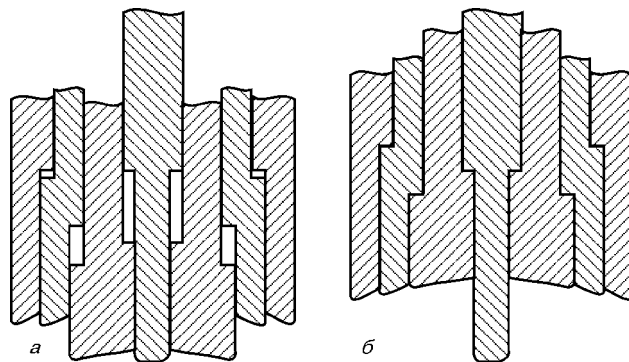


Рис. 8. Схема конструкции рабочего инструмента с регулируемой длиной штыря и минимальным (а), максимальным (б) диаметром заплечика

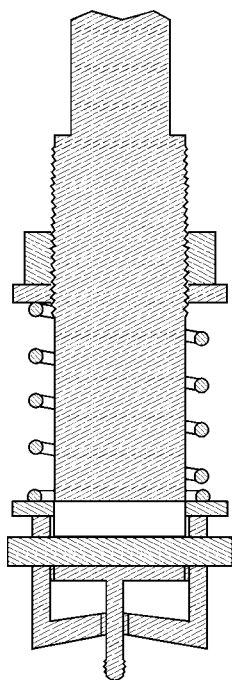


Рис. 9. Рабочий инструмент с подпружиненным заплечиком
ния переноса металла на заплечике выполнен ряд концентрических канавок.

В последнее время в TWI разработана разновидность способа СТП, так называемая Skew-StirTM технология [24], использующая специальный инструмент со штырем A-SkewTM (рис. 14), который закреплен в приводном валике под небольшим углом так, что точка пересечения осей валика и инструмента, получившая название фокусной точки, может располагаться над, под или в самой свариваемой заготовке в зависимости от свойств материала и параметров режима. Штырь A-SkewTM, позволяет повысить соотношение динамического объема к статическому, т. е. увеличивает объем пластифицированного за данное время металла вокруг инструмента.

Нет сомнений, что в ближайшее время может появиться информация о новых модификациях инструментов.

Свойства соединений алюминиевых сплавов, полученных с помощью СТП, находятся на достаточно высоком уровне. В работах [11, 17, 25, 26] приведены результаты механических испыта-

ний сварных соединений прессованных заготовок сплавов серий 5000, 6000, 7000. Для различных толщин и условий сварки прочность для сплава АА 6082 Т6 в состоянии после сварки составляет 70 % прочности основного металла. Искусственное старение после сварки восстанавливает прочность до 90 % исходной. При этом показатели пластичности находятся на уровне основного металла. Авторы [26] отмечают, что для сплава АА 6082 в состоянии до сварки Т6 относительное удлинение соединений в состоянии после сварки и после искусственного старения почти в 2 раза ниже, чем основного металла. С этих позиций рекомендуется использовать режим термообработки основного металла Т4.

Для сплава АА 7108 прочностные свойства соединений металла толщиной 2...7 мм после сварки и после естественного старения составляют соответственно примерно 86 и 94 % прочности основного металла. Согласно [27] коэффициент прочности сварных соединений для сплава 2014А Т6 составляет 80, для 7075 Т7351 — 70 %.

Прочностные характеристики соединений сплавов серии 5000 [25] в диапазоне толщин 6...15 мм и скоростей сварки 0,76...2,2 мм/с составляют от 303 до 344 МПа, что значительно выше, чем для сплавов 6000.

Авторы [28] исследовали механические свойства соединений сплава 7075 Т651, полученных СТП. Установлено, что прочностные характеристики соединений ниже, чем основного металла, но превышают аналогичные характеристики, полученные другими способами. Последующее искусственное старение не позволяет восстановить прочность, и при этом снижаются показатели пластичности. Разрушение соединений происходит по ЗТВ в месте существенного огрубления структуры. В работе [28] также приведены свойства соединения в зоне ядра. При этом образцы вырезали в направлении вдоль шва. Отмечается, что пластические свойства после сварки находятся на уровне основного металла, а прочностные показатели ниже, чем основного металла, но выше, чем для соединений. Падение прочности в зоне ядра [28] связывают с уменьшением размера тонких упрочняющих частиц и количества дислокаций.

Анализ данных по усталостным испытаниям соединений алюминиевых сплавов, полученных СТП,

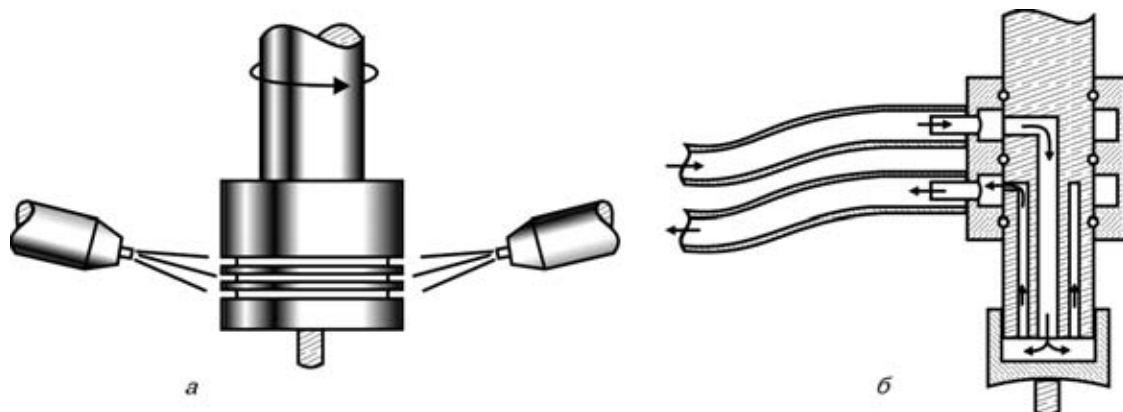


Рис. 10. Схема охлаждения рабочего инструмента с наружной (а) и с внутренней (б) подачей хладагента

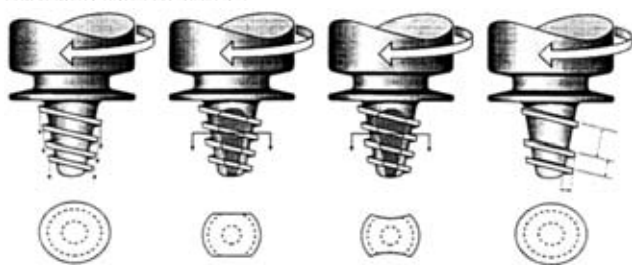


Рис. 11. Варианты конструкции рабочего инструмента с торговым знаком Whorl™

показал, что их работоспособность во многих случаях выше, чем соединений, полученных сваркой плавлением, и при этом меньше разброс значений [7, 15, 29, 30]. Результаты испытаний однопроходных сварных соединений листов толщиной 6 мм сплавов 5083-0 и 2014 T6 (рис. 15) были выше и с меньшим разбросом значений, чем для двухпроходных соединений, полученных ТИГ или МИГ способами сварки, которые регламентированы нормами BS 8118 класс 35 и Европейскими рекомендациями В3 для соединений, полученных сваркой плавлением [15]. Усталостные свойства СТП соединений сплавов 6082 T5 и 6005 T4 при коэффициенте асимметрии цикла R , равном -1 [17], близки к показателям основного металла, и значительно выше, чем для других способов сварки, в частности, МИГ и плазменной сварки со сквозным проникновением дуги.

Особенности микроструктуры в соединениях, как известно, зависят от термического цикла сварки. Для этого были проведены замеры температурных полей при СТП с помощью термопар [26]. Как видно из рис. 16, СТП характеризуется достаточно высокими градиентами температур, и максимум температур нагрева около 500°C существует очень короткое время. Температурный интервал $200\ldots 300^\circ\text{C}$, определяющий размеры ЗТВ, также не превышает нескольких секунд. Это подтверждает тот факт, что уровень свойств соединений за счет уменьшения степени разупрочнения при СТП выше.

Близкие значения максимальных температур на уровне 500°C зафиксированы и другими исследователями [28, 31] при сварке сплава 7075 T651 и сплава 6N01 системы Al-Si-Mg.



Рис. 12. Макроструктура двухстороннего соединения плит сплава 6082 T6 толщиной 75 мм



Рис. 13. Прототип инструмента с торговым знаком MX Triflute™

В работах [32, 33] приведены результаты математического моделирования тепловых процессов при СТП с использованием традиционных подходов для описания температурных полей движущихся источников нагрева, а также на основе метода конечных разностей. Полученные уравнения с определенной точностью позволили вычислить максимальную температуру под инструментом и термические циклы в металле ЗТВ, которые удовлетворительно согласуются с экспериментами.

Сравнение распределения твердости в соединениях сплава 6N01, выполненных МИГ и СТП способами, показало, что степень разупрочнения в металле ЗТВ для СТП соединений резко уменьшается [31].

Изменение твердости в стыковых соединениях сплавов 5083-0, 2014A T6, 7075 T7351 (рис. 17) характеризуется повышением показателя в зоне ядра и наличием участков отжига в металле ЗТВ для термически упрочняемых сплавов. Зона разупрочнения составляет примерно 30 мм на сторону от центра шва.

Макроструктура швов, полученных СТП, характеризуется особенностями, не свойственными швам, которые получены способами сварки плавлением, в частности, ТИГ и МИГ. Основным отличием является образование в центре соединения ядра [34], которое независимо от сплава содержит так называемые годичные кольца (рис. 18), т. е. концентричные овальные кольца, различающиеся макроструктурой. Как видно из рис. 18, форма ядра шва несколько отличается в зависимости от

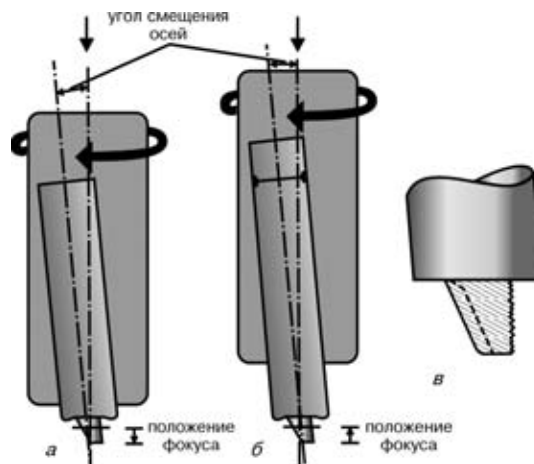


Рис. 14. Принцип осуществления разновидности процесса СТП Skew-Stir™ (а, б) и штырь инструмента A-Skew™ (в)

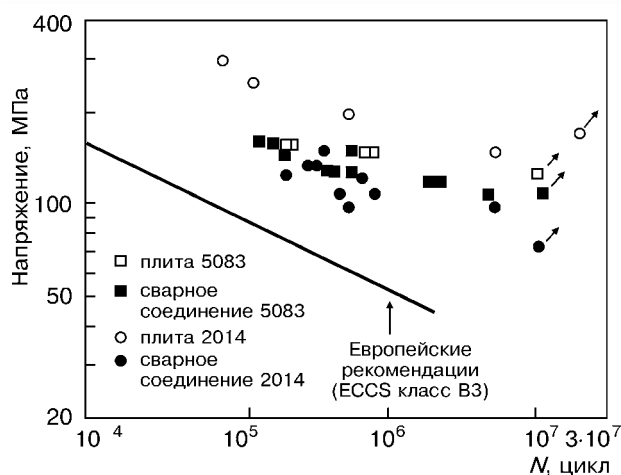


Рис. 15. Усталостные свойства стыковых СТП соединений сплавов 5083-0 и 2014 Т6

сплава. К ядру примыкает сложный профиль, который образует верхнюю часть шва и по ширине несколько превышает диаметр бурта инструмента. Диаметр ядра незначительно больше, чем диаметр штыря инструмента и располагается, как правило, в нижней части соединения. Существенные изменения макроструктуры наблюдаются непосредственно возле ядра, которые вызваны значительной пластической деформацией металла и разворотом зерен до 90° , что в итоге сказывается на снижении твердости и механических свойствах [34].

На основании исследования микроструктуры большого массива соединений различных алюминиевых сплавов автор работы [34] выделяет в соединениях четыре зоны, которые схематически представлены на рис. 19. Непосредственно к зоне А (основному металлу) примыкает зона В, где металл заготовок остается недеформированным и изменяет свою структуру только под воздействием нагрева. Эта зона по аналогии с дуговыми способами названа зоной термического влияния (ЗТВ). Зона С, где металл подвергается значительным пластическим деформациям и нагреву, названа зоной термомеханического влияния. И, наконец, зона D — это ядро соединения, где происходит динамическая рекристаллизация. Исследования, выполненные в [25, 34] на сплавах серий 2000, 5000, 7000, показали,

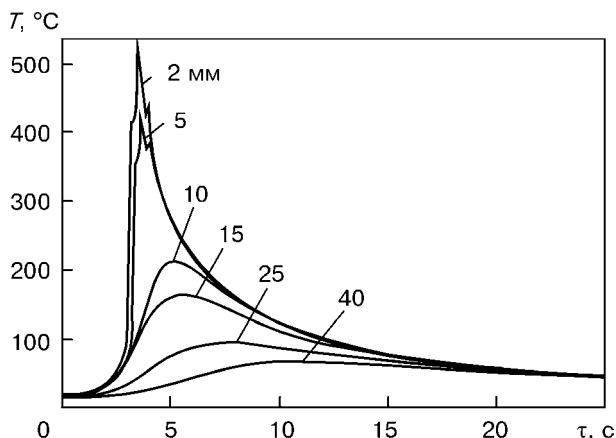


Рис. 16. Термический цикл при СТП со скоростью 0,5 м/мин сплава АА 6063 толщиной 4 мм при разном расстоянии от центра шва

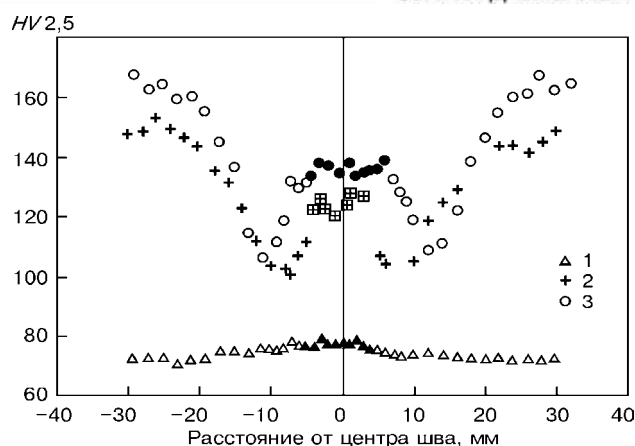


Рис. 17. Распределение твердости в поперечном сечении СТП соединений сплавов 5083-0 (1), 2014А Т6 (2) и 7075 Т7351 (3) толщиной 6,4 мм

что в ЗТВ металл отличается от основного металла повышенной травимостью, снижением твердости за счет перестаривания, уменьшения плотности дислокаций либо за счет обоих этих механизмов. В зоне термомеханического влияния происходит изгиб вытянутых зерен основного металла и их частичная рекристаллизация. Под действием термического цикла в этой зоне происходят процессы старения и отжига и в результате наблюдается минимальный уровень твердости. Следует отметить, что некоторые участки зоны С могут нагреваться до сравнительно высоких температур, при которых возможно растворение упрочняющих фаз.

Микроструктура ядра состоит из равноосных зерен, размер которых зависит от технологии и марки сплава, но обычно не превышает 10 мкм. Твердость этой зоны заметно ниже, чем основного металла в термически упрочненном или нагартованном состоянии, хотя для сплава 5083 в отожженном состоянии твердость ядра несколько выше, чем основного металла [25, 34].

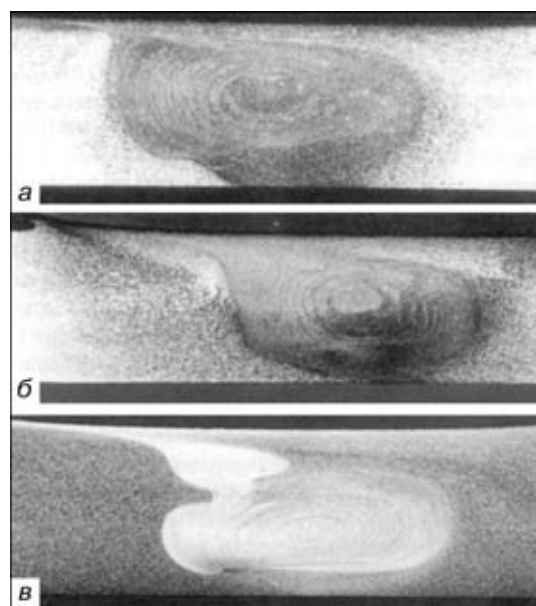


Рис. 18. Макроструктура СТП соединений листов толщиной 6,4 мм: а — сплав 7075 Т7351; б — сплав 2014 Т6; в — сплав 5083 Н321, X3,75



Рис. 19. Схема зон стыкового соединения, выполненного СТП: А — основной металл; В — зона термического влияния; С — зона термомеханического влияния; D — зона динамической рекристаллизации

Авторы работы [25] исследовали микроструктуру и микротвердость ядра в местах наличия так называемых годичных колец и близлежащих участков для сплавов АА 5083 и АА 6082, однако каких-либо отличий им выявить не удалось.

В работах [28, 34, 35] приведены результаты электронно-микроскопических исследований на сплавах 7075 Т6 и 2014 Т6, характеризующие механизмы фазовых выделений и их размеры, кристаллографию зерен и дислокационную структуру ядра. Авторы отмечают необходимость дальнейших



Рис. 20. Установка ESAB Super Stir™ для сварки прессованных панелей, поставленная на фирму «Marine Aluminium» (Норвегия)

исследований для объяснения феномена образования структуры ядра в центре сварного соединения.

Оборудование для СТП состоит из приводов вращения инструмента и его вертикального перемещения, привода перемещения в направлении сварки, а также устройства для закрепления в собранном состоянии свариваемых деталей. Как правило, установки для СТП имеют специализированный характер и создаются применительно к определенным размерам и форме конструкции. В таблице приведены параметры установок для СТП [36], разработанные в TWI.

При участии TWI в отделе инженерной механики университета в г. Аделаида (Австралия) была разработана и успешно использована портативная установка для СТП заготовок деталей морских судов из сплава АА 5083 толщиной до 5 мм [37]. Установка может переноситься и устанавливаться без использования крана двумя операторами и позволяет сваривать стыковые швы при наличии кривизны соединяемых заготовок. Высокое качество сварных соединений и отсутствие усиления шва позволило использовать технологию взрывной формовки для получения готовых секций днища скоростных судов.

Основным разработчиком и производителем промышленных установок, имеющих торговый знак Super Stir™, является шведская фирма ESAB. Первая установка была поставлена на фирму «Marine Aluminium» (Норвегия) [11, 38] для укрупнения прессованных панелей судов и железнодорожных вагонов (рис. 20). Она позволяет сваривать заготовки толщиной от 1,6 до 15 мм при максимальных их размерах 16×6 м. Опыт эксплуатации этой установки показал, что в среднем срок службы рабочего инструмента равен 1...2 км и к апрелю 2000 г. было произведено около 200 км швов без дефектов.

В [39] сообщается о продаже фирмой ESAB двух установок для шведского отделения фирмы SAPA, являющейся крупнейшей в Европе по изготовлению алюминиевых профилей. Первая установка имеет две сварочные головки и используется для изготовления деталей подвижного состава железнодорожного и автомобильного транспорта. Вторая — пред-

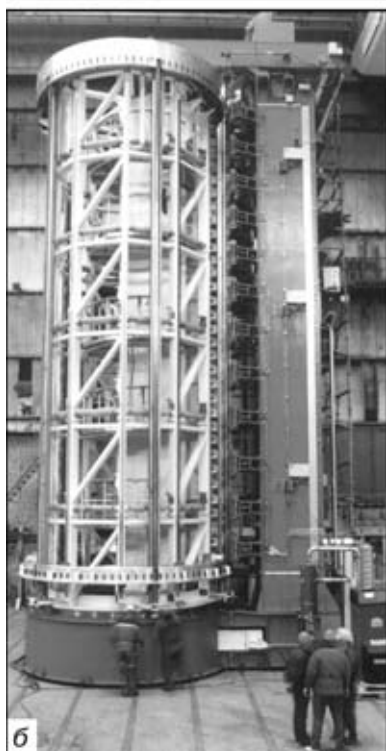


Рис. 21. Установка ESAB Super Stir™ на фирме «Boeing» для сварки обечаек ракет «Delta» в нижнем (а) и вертикальном (б) положении



Рис. 22. Фрагмент топливного бака ракеты «Delta» с продольным СТП швом

назначена для изготовления профилей большого сечения длиной до 14,5 м и содержит три сварочные головки, позволяющие одновременно сваривать две стороны профиля или проводить сварку стыка с двух сторон.

ESAB также успешно выполняет программу по разработке и поставке установок для фирмы «Boeing» (г. Хантингтон Бич, США) [27]. На первом этапе поставлены установки для сварки продольных швов топливных баков ракет «Delta» II и III, которые позволяют выполнить швы длиной до 15,3 м при диаметре баков от 2 до 6 м (рис. 21, а). Еще две аналогичные машины закуплены фирмой «Boeing» для завода в г. Декатур, однако с целью экономии производственных площадей процесс сварки будет выполняться в вертикальном положении (рис. 21, б) [40]. Закупка этого оборудования и проведение собственных исследований обошлась фирме «Boeing» 15 млн дол. США. «Boeing» закупила у ESAB также установки для сварки кольцевых швов и укомплектовала поточную линию по производству с помощью СТП топливных баков ракет семейства «Delta». Все емкости диаметром 2,4 м состоят из трех панелей из сплава 2014 T6 с вафельным фоном толщиной 22,22 мм и свариваются тремя продольными швами (рис. 22).

Первый прототип мощной промышленной установки в Великобритании разработан и изготовлен фирмой «Crawford Swift» по заказу «British Aerospace» [41]. Установка с торговым знаком «Power



Рис. 23. Установка «Power Stir-360» фирмы «Crawford Swift» (Великобритания) мощностью 60 кВт

Stir™» (рис. 23) на заводе в г. Филтоне в ближайшие два года будет использована для выполнения программы, связанной с использованием СТП применительно к соединению элементов крыльев для нового поколения самолетов Airbus A3XX пассажироместностью до 550 чел.

Основные области применения СТП — это судостроение (палубные надстройки, переборки, элементы корпуса); аэрокосмическая промышленность (элементы фюзеляжа, крыльев, топливные и баки криогенных жидкостей, корпуса ракет); железнодорожный транспорт и метро (корпуса вагонов, рамы и основания поездов метро); автомобильная промышленность (узлы крепления двигателя, диски колес, рамы автомобилей); электротехническая промышленность (корпуса электромоторов, токоподводы, параболические антенны, шины); строительная индустрия (алюминиевые мосты, алюминиевые трубопроводы, теплообменники и кондиционеры); пищевая промышленность (емкости для пива, упаковка) и пр. [12, 13, 31, 36, 42]. Этот перечень можно продолжать бесконечно. Особенно эффективно применение СТП при производстве массовых деталей [43]. На рис. 24, а показан автомобильный диск, состоящий из литой ступицы и обода, изготовленного вытяжкой или прокаткой, а на рис. 24, б — корпус электродвигателя, полученный из прессованных заготовок.

Примером успешного применения СТП явилась также сварка железнодорожных вагонов из алюминиевых прессованных панелей [12] фирмой «Hitachi», которых уже произведено более 200 шт. (рис. 25).

По мнению большинства исследователей, основным специфическим дефектом соединений, выполненных СТП, является несплавление в корне шва, которое называют «kissing bonds». Основными причинами возникновения этого дефекта яв-

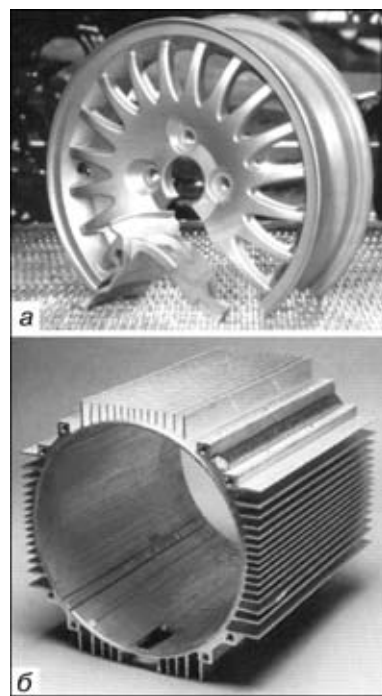


Рис. 24. Автомобильный диск (а) и корпус электродвигателя (б), полученный СТП

Установки для СТП, разработанные в TWI

Тип машины	Свариваемые толщины, мм	Скорость сварки, м/мин	Размеры свариваемых заготовок, м	Примечание
FW 20	1,2...12	2,6	—	Максимальная частота вращения инструмента 15000 об/мин
FW 21	3...15	1,0	2×1,2	
FW 22	3...15	1,2	3,4×4	
FW 14	5...50 100 (с двух сторон)	1,0	—	Мощность машины 22 кВт
FW 16	Маленькая транспортируемая машина для демонстрации процесса СТП			

ляется либо локальное увеличение толщины свариваемого металла, либо нарушение переноса металла в корневую часть соединения. Как правило, этот дефект имеет очень малый размер по толщине, поэтому выявить его с помощью рентгеновского контроля весьма затруднительно. Более дешевым и надежным является ультразвуковой метод [11, 12]. В некоторых промышленных установках фирмы ESAB оборудование для ультразвукового контроля вмонтировано в установку и контроль производится одновременно с процессом сварки [27].

Наиболее простым методом контроля является визуальный осмотр, производимый оператором-сварщиком [11]. Если представляется возможным, из начальной и конечной части свариваемых заготовок, например, пресованных панелей, вырезают образцы-свидетели, из которых изготавливают шлифы и изучают макроструктуру соединений. В некоторых случаях подозрительные участки корневой части соединений контролируют с помощью цветной дефектоскопии.

Уровень дефектности швов, полученных дуговой сваркой плавящимся электродом, почти на порядок меньше, чем у СТП [27, 40]. Это позволяет сэкономить несколько сотен тысяч долларов в год на ремонте дефектных участков. Кроме того, столь высокое качество швов СТП позволяет не проводить 100 % контроль швов, а применить выборочный статистический процесс контроля [27] и также экономить деньги.

Специалисты TWI предложили наносить на корневую сторону соединения так называемый знак идентификации [22] путем гравирования в подкладке зеркального отображения необходимой информации о фирме-изготовителе, времени, дате сварки и т. д. Во время сварки металл шва заполняет углубления в подкладке и формирует соответствующее слово или знак. Степень заполнения гравировки в подкладке может также служить своеобразным показателем качества соединения, особенно его корневой части, где наиболее часто образуются дефекты. Улучшение перемешивания металла в корневой части соединения можно достичь путем выполнения скоса кромок с обратной стороны пластин (рис. 26, а), которое улучшает заполнение этой области при его течении в пластифицированном состоянии [44].



Рис. 25. Железнодорожный вагон, изготовленный фирмой «Xitachi» с использованием СТП

Устранению дефектов в корне шва способствует применение подкладок с канавкой (рис. 26, б), в которую выдавливается металл, формируя небольшой валик [45]. Затем он удаляется механической обработкой, обеспечивая высокое качество корневой части соединения.

Одним из небольших недостатков соединений, выполненных СТП, является образование незначительного уменьшения толщины металла в области соединения за счет контакта заплечика инструмента и поверхности заготовок. Обычно эта величина составляет 0,1...0,2 мм, однако, в некоторых случаях это может оказать влияние на прочность соединений. Для устранения этого недостатка рекомендуется создавать в месте стыка утолщение (рис. 26, в), равное по ширине диаметру заплечика. Особенно эффективен этот способ, по мнению его авторов, при наличии зазора в стыке [13].

Таким образом, материалы зарубежных публикаций свидетельствуют об интенсивном развитии процесса СТП различных алюминиевых сплавов и расширении областей его применения в промышленном производстве при изготовлении широкой гаммы сварных конструкций. Такие преимущества СТП по сравнению с другими способами сварки плавлением, как возможность соединения трудно-свариваемых сплавов, обеспечения минимальных сварочных деформаций и напряжений, отсутствие вредных выделений и излучений, высокий уровень свойств соединений и производительность процес-

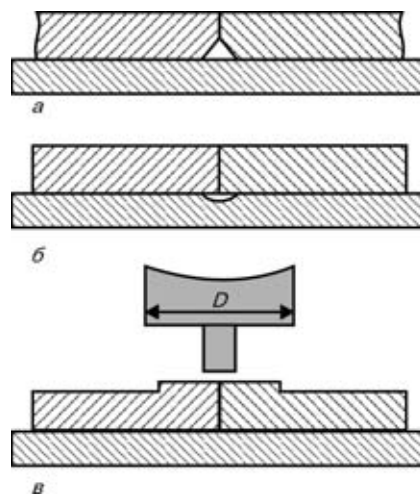


Рис. 26. Подготовка свариваемых кромок со скосом в корневой части (а); выполнение канавки в подкладке (б) и создание местного утолщения в зоне сварки (в)

са, обеспечат широкое распространение его при изготовлении ответственных конструкций для авиационного, судостроения, транспортного машиностроения и ракетно-космической техники.

1. *Eur. Pat. Spec. 0615480B1*. Improvements relating to friction welding / W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham; Опубликовано. 1995.
2. *Eur. Pat. 95907888.2*. Friction stir welding / O. T. Midling, E. J. Morley, A. Sandvik (Norsk Hydro, rights transferred to TWI); Опубликовано. 1995.
3. *Shinoda T., Endo S.* Recent development of friction welding of aluminium alloys and dissimilar materials // *J. of Light Metal Welding Constr.* — 1995. — № 7. — P. 19–26.
4. *Irving B.* Sparks begin to fly in nonconventional friction welding and surfacing // *Welding J.* — 1993. — 72, № 5. — P. 37–40.
5. *Gas additions boost friction performances* // *TWI Connect.* — 1997. — № 9. — P. 3.
6. *Dawes C. J.* An introduction to friction stir welding and its development // *Welding and Metal Fabric.* — 1995. — № 1. — P. 13–16.
7. *Dawes C. J., Thomas W. M.* Friction stir process welds aluminium alloys // *Welding J.* — 1996. — № 3. — P. 41–45.
8. *Dawes C., Thomas W.* Trecie zvaranie hlinikovych zliatin premiesanim rotujucim nastrojom // *Zvaranie Svarovani.* — 1998. — № 7. — P. 163–167.
9. *Pat. 9125978.8, GB 2306366 A.* Friction stir bult welding / W. M. Thomas et al.; Опубликовано. 05.07.97.
10. *Midling O. T.* Material flow behaviour and microstructural integrity of friction stir butt weldments // *Proc. of 4th Intern. conf. on aluminium alloys (ICAA4).* Atlanta, 1994.
11. *Midling O. T., Heul M., Johansen H. G., Oosterkamp L. D.* Process optimisation of friction stir welding in fabrication of aluminium ship panels // *Proc. Third intern. forum on aluminium ships.* — Haugesund, 27–28 May, 1998. — P. 2–10.
12. *Okamura H., Aota K., Erumi M.* Friction stir welding of aluminium alloy and application to structure // *J. of Jap. Institute of Light Metals.* — 2000. — 50, № 4. — P. 166–172.
13. *Okamura H.* Character of friction stir welding and application in Japan // *J. of Jap. Weld. Soc.* — 2000. — 69, № 7. — P. 11–17.
14. *Dawes C. J., Andrews R. E.* Friction stir welding of aluminium alloy 6–35 mm thick // *Forum Materialkeknik Conf., Vasteras, Sweden, 18–19 Nov., 1998.*
15. *Dawes C. J., Thomas W. M.* Friction stir joining of aluminium alloys // *Bulletin TWI.* — 1995. — № 6 (November/December). — P. 124–127.
16. *Pat. GB 2306366A, UK, B 23 K 20/12.* Friction stir welding / T. W. Morris, E. D. Nicholas, J. C. Needham et al.; Опубликовано. 1997.
17. *Midling O. T., Oosterkamp L. D., Bersaas J.* Friction stir welding aluminium — process and applications // *Proc. 7th Intern. conf. «Joints in aluminium», Cambridge, 16 April, 1998.* — P. 161–169.
18. *Pat. 5460317 GB, B 23 K 20/12.* Friction welding / C. Dawes, Ed. D. Nicholas, M. G. Murch et al.; Опубликовано. 1995.
19. *Pat. 5697544 US, B 23 K 20/12.* Adjustable pin for friction stir welding tool / D. H. Wykes; Опубликовано. 1997.
20. *Pat. 5718366 US, B 23 K 20/12.* Friction stir welding tool for welding variable thickness work pieces / K. J. Colligan; Опубликовано. 1998.
21. *Pat. 5718366 EP 0810056 US, B 23 K 26/12.* Friction stir welding with simultaneous cooling / K. Colligan; Опубликовано. 1997.
22. *Thomas W. M.* Friction stir welding and related friction process characteristics // *Proc. 7th Intern. conf. «Joints in Aluminium».* — Cambridge, 16th April, 1998. — P. 529–529.
23. *Thomas W. M., Threadgill P., Nicholas D. et al.* Tool technology. The heart of FSW // *Connect.* — 2000. — July/August. — P. 3.
24. *Thomas W., Dolby R., Johnson K.* Variation on a theme skew-StirTM technology // *Welding and Metal Fabric.* — 2001. — 69, № 7. — P. 20–22.
25. *Karlson J., Karlsson B., Larsson H. et al.* Microstructure and properties of friction stir welded aluminium alloys // *Proc. 7 Intern. conf. «Joints in Aluminium», Cambridge, 16 April, 1998.* — P. 221–230.
26. *Backlund J., Norlin A., Anderson A.* Friction stir welding — weld properties and manufacturing technique // *Ibid.* — P. 171–181.
27. *Johnsen M. R.* Friction stir welding takes off at boeing // *Welding J.* — 1999. — № 2. — P. 35–39.
28. *Mahoney M. W., Rhodes C. G., Flintoff J. G. et al.* Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminium // *Metallur. and Materials Trans.* — 1964. — 29 A, № 6. — P. 1955.
29. *Hynds P.* Friction stir benefits include cost savings // *Speed at Sea.* — 1999. — № 10. — P. 33–36.
30. *Larsson H., Svensson L.-E., Karlsson L.* Construcccion naval avanzada con aluminio // *Rev. Soldadura.* — 1997. — 27. — P. 180–188.
31. *Kumagai M., Tanaka S.* Application of friction stir welding to welded construction of aluminium alloys // *J. of Light Metal Welding Constr.* — 2001. — 39, № 1. — P. 22–28.
32. *Frigaard O., Grond O., Miglin O. T.* Modelling of heat flow phenomena in friction stir welding of aluminium alloys // *Proc. 7 Intern. conf. «Joints in aluminium», Cambridge, 16 April, 1998.* — P. 197–207.
33. *Russel M. J., Shercliff H. R.* Analytical modelling of friction stir welding // *Ibid.* — P. 185–195.
34. *Threadgill P.* Friction stir welds in aluminium alloys — preliminary microstructural assessment // *TWI Bulletin.* — 1997. — March/April. — P. 30–33.
35. *Rhodes C. G., Mahoney M. W., Bingel W. H. et al.* Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminium // *Scripta Materialia.* — 1997. — 36. — P. 69–75.
36. *Kallee S., Nicholas D.* Causing a stir in the future // *Welding and Joining.* — 1998. — № 2. — P. 18–21.
37. *Henderson I.* Exploiting friction stir welding in explosively formed aluminium boat hull construction // *Proc. 7th Intern. conf. INALCO-98.* — Cambridge, 1998. — P. 151–157.
38. *Weman K.* Equipment for aluminium welding // *Svetsaren.* — 2000. — № 2. — P. 11–13.
39. *Friction-Stir-Welding nun auch in der Massenproduktion von Aluminiumprofilen* // *Sweissen Pruftechnik.* — 1999. — № 9. — P. 135.
40. *Pekkari B.* Trends in joining and cutting within a sustainable world // *Bulletin TWI.* — 2000. — № 19. — March/April.
41. *Heavy-duty machine for friction welding* // *Metals Ind. News.* — 2000. — 17, 1. — P. 10.
42. *Fukuda T.* Friction stir welding [FSW] process // *J. of Jap. Weld. Soc.* — 2000. — 69, № 7. — P. 6–10.
43. *Pat. W 09715462, NO, B 23 K 20/2.* Two-piece wheel / A. E. Johan, M. E. James, M. O. Terge et al.; Опубликовано. 05.01.97.
44. *Pat. US 5611479, US, B 23 K 20/12.* Friction stir welding total penetration technique / Ch. Posen; Опубликовано. 1997.
45. *Pat. EP 0810054, US B 23 K 20/12.* Weld root closure method for stir welds / K. Colligan; Опубликовано. 03.12.97.

Considered are main principles of realisation of a new method for friction stir welding (FSW), allowing production of various joints in sheet billets. Designs of the tools for realisation of FSW, peculiarities of formation of the joints in different aluminium alloys, their properties and structure, application fields for FSW, equipment for FSW of various structures, quality control methods and methods for elimination of specific defects are described.

Поступила в редакцию 13.05.2002

ПРЕССОВАЯ СВАРКА ТРУБ С ПРИМЕНЕНИЕМ АКТИВИРУЮЩИХ ВЕЩЕСТВ

А. С. ПИСЬМЕННЫЙ, д-р техн. наук, А. С. ПРОКОФЬЕВ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены возможности новых технологий индукционной стыковой сварки труб малого и среднего диаметров, получения тавровых соединений тонкостенных труб и соединений труб с фланцами при использовании активирующих веществ (сваркопайки). Приведен обзор данных служебных свойств сварных соединений и результатов лабораторных и производственных испытаний образцов и труб, полученных с использованием указанных технологий, реализованных при индукционном нагреве.

Ключевые слова: индукционная стыковая сварка, сваркопайка, активирующие вещества, трубы, швы, тавровые соединения, механические свойства, индукционный нагрев

Повышению качества стыковых швов изделий, выполненных методами плавления и оплавления металла, в ряде случаев препятствуют факторы, связанные с воздействием высоких температур на исходную структуру материала заготовок. Это может приводить к снижению статических и динамических показателей механической прочности шва и прилегающей к нему зоны. Кроме того, при некоторых способах сварки возможно образование грата, удаление которого является достаточно трудоемкой и сложной задачей. Для исключения этих недостатков в некоторых случаях может быть рекомендовано использование капиллярной пайки для соединения деталей. Но ее применение ограничивается рядом условий: необходимостью точной обработки кромок по сложному контуру (что не всегда целесообразно и возможно); более низкой прочностью припоев по сравнению с прочностью основного материала изделия.

Результаты исследований, выполненных в ИЭС им. Е. О. Патона и направленных на повышение качества соединений труб и трубчатых изделий, полученных без расплавления основного металла заготовок, привели к разработке перспективного способа достижения высококачественных соединений, равных по прочности основному металлу [1–4]. Этот способ получил название сваркопайки. По своей физической природе он близок к диффузионной сварке с микровакуумированием зоны шва, что обеспечивается за счет использования свойств активирующего вещества [4].

Способ сваркопайки состоит из ряда основных технологических операций, которые обычно осуществляются в следующей последовательности: нанесение на поверхность торцов стыкуемых кромок активирующего вещества; нагрев зоны шва до температуры плавления активирующего вещества; контролируемое по величине пластическое деформирование свариваемых кромок изделий. В качестве активирующего вещества обычно служат смеси высокотемпературного припоя с флюсом. Его наносят на соединяемые торцы заготовок как при обычной пайке (в виде закладных деталей, пастообразного

состава, методом напыления и пр.) [5]. Расплавленное активирующее вещество на первом этапе процесса смачивает и очищает от оксидов соединяемые поверхности кромок и защищает их от проникновения кислорода из окружающей среды. Следующие операции имеют существенную взаимную связь и в большой степени определяют результат процесса сваркопайки. При этом решающее значение имеет достижение заданной степени пластической деформации соединяемых кромок, которая определяется при данном давлении осадки параметрами теплового поля в них.

Для стыковых швов труб установлено, что прочность соединений на разрыв и угол загиба повышаются с увеличением степени пластической деформации в плоскости шва $\epsilon = 100 H / \delta$ (H — высота выпуклости шва; δ — толщина стенки трубы) и достигают своего порогового значения при $\epsilon \approx 40\%$ (рис. 1) [1–4, 6]. Такая же закономерность характерна и для показателей ударной вязкости сварных соединений [7]. Это связано с тем, что на свойства соединений большое влияние оказывают особенности кристаллизации металла шва под давлением и малая толщина шва (3...6 мкм), обуславливающая процесс его контактного упрочнения [6, 7]. По данным металлографических исследований, примерно 30...40% зоны соединения не визуализируется и соединение заготовок происходит по основному металлу. Кроме того, независимо от химического состава активирующего вещества происходит обогащение шва основным металлом заготовок, что также способствует упрочнению соединения. На рис. 2 показана зависимость химического состава шва от его толщины для заготовок

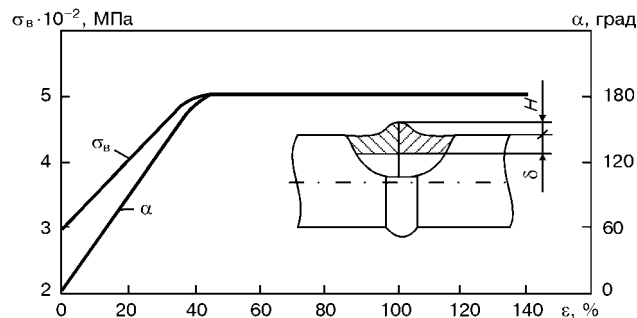


Рис. 1. Зависимость прочности σ_b и угла загиба α соединений от степени пластической деформации ϵ в плоскости стыка

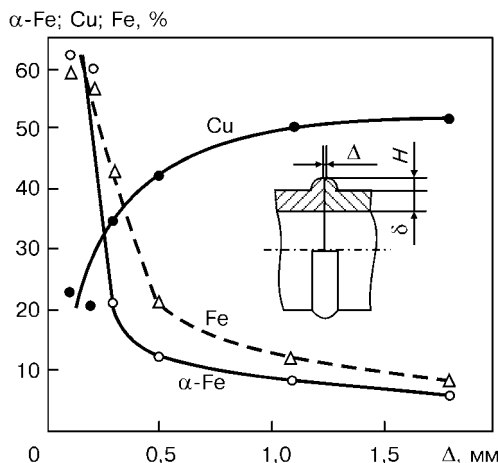


Рис. 2. Зависимость химического состава шва от его толщины из стали 20 и активирующего вещества на основе припоя типа ПАН-3 (ТУ 14-1-2991-80). Состав припоя ПАН-3 следующий, %: Cu — основа, Мп 30...35, Ni 7...10, Si 1,5...5, P ≤ 0,05, S ≤ 0,04, Al ≤ 1,5, Pb ≤ 0,01. Тепловое поле обусловлено энергетическими и геометрическими характеристиками источника нагрева соединяемых кромок.

Исследования показали, что существуют соотношения параметров теплового поля в теле кромок труб, при которых не образуется внутренняя выпуклость шва [8 и др.]. На рис. 3 показаны образцы, иллюстрирующие характер формирования металла в зоне шва при сваркопайке труб.

Результаты исследований показывают, что распределение температуры вдоль оси трубы, обеспечивающее требуемый характер деформации кромок, достаточно точно описывается выражением [9]:

$$T(r_n, z) = T_0 \exp(-2Dx^2), \quad (1)$$

где r_n — радиус наружной стенки трубы; T_0 — температура на торце кромок; $x = (z/r_n)$; z — осевая координата; $D = 0,2(r_n/z_0)^2$; z_0 — координата зоны нулевой деформации кромок. Такой закон распределения температуры можно обеспечить при нагреве соединяемых кромок цилиндрических изделий с помощью охватывающего стык кольцевого индуктора. Векторный потенциал такого индуктора при $r \leq R$ можно рассчитать по следующей формуле [10]:

$$A = \frac{\mu_0 R I}{4\pi a} \times \quad (2)$$

$$\left\{ \frac{r}{R} \left(\arctg \frac{a+z}{0,4R} + \arctg \frac{a-z}{0,4R} \right) + \frac{1-r/R}{\sqrt{r/R}} \times \right. \\ \left. \times \left[\arctg \frac{a+z}{R-r} + \arctg \frac{a-z}{R-r} + \frac{a+z}{2R} \ln \left(1 + \left(\frac{R-r}{a-z} \right)^2 \right) \right] + \right. \\ \left. \left[\frac{a-z}{2R} \ln \left(1 + \left(\frac{R-r}{a-z} \right)^2 \right) \right] \right\},$$

где R — радиус внутренней поверхности кольцевого индуктора; $2a$ — осевая длина индуктора;

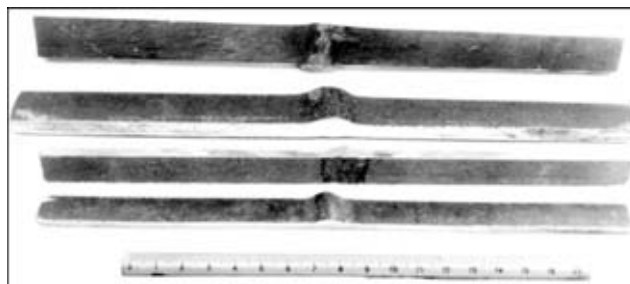


Рис. 3. Образцы, вырезанные из стальных труб диаметром 325 мм с толщиной стенки 12 мм

I — ток индуктора; r и z — осевая координата точки наблюдения; μ_0 — магнитная проницаемость.

Зная закон распределения температуры, можно определить пропорциональное ему распределение удельной мощности вдоль поверхности заготовки, что позволяет связать полученные исходные данные с задачей разработки индукционной системы и расчета режима нагрева [9]. Кроме заданного распределения температуры вдоль оси трубы, необходимо обеспечить достаточно равномерное по площади соединяемых торцов кромок температурное поле, гарантирующее одновременность плавления припоя по всей площади шва. Максимальная неравномерность нагрева торцов кромок не должна выходить за допустимые пределы температур работы активирующего вещества, для большинства применяемых припоев она составляет порядка 50 °С. Эта задача выполняется путем правильного выбора частоты тока индуктора и подбором длительности нагрева. Для определения режима нагрева и размеров индуктора необходимо согласовать геометрические размеры зоны соединения труб с необходимыми параметрами теплового поля в области стыка. Соблюдение этих параметров требуется для осуществления технологического процесса и предпосылкой этого являются приведенные выше пороговые значения степени пластической деформации в плоскости шва. К геометрическим параметрам зоны соединения труб относятся: величина осадки кромок трубы h_t , координата зоны нулевой деформации кромок z_0 , степень пластической деформации кромок в плоскости стыка $\epsilon = H/\delta$ (рис. 4).

При индукционной сварке степень пластической деформации в плоскости стыка должна быть $\epsilon = 0,2...0,5$, а при сваркопайке — не ниже 0,4 [9]. На практике для обеспечения стабильности качества соединений ведут процесс при $\epsilon = 0,5$.

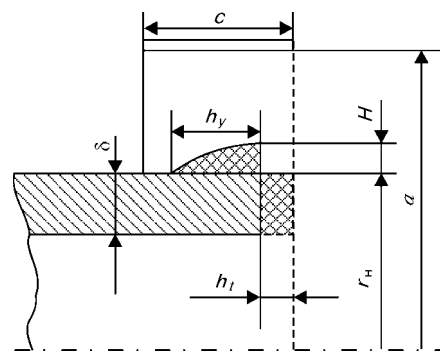


Рис. 4. Схема участка осадки кромок при высокочастотной сварке и сваркопайке труб встык

Качественное соединение труб малого и среднего диаметров (рис. 3) характеризуется наличием плавного наружного валика выдавленного металла (выпуклости), геометрические характеристики которого (полученные при обработке результатов опытов) в среднем имеют значения $h_y = 1,5\delta$, $\delta_y = 0,5\delta$. Выпуклость шва с достаточной степенью точности можно аппроксимировать круговой бочкой [9] с центральным отверстием, диаметр которого равен наружному диаметру заготовок труб $d_n = 2r_n$. При этом объем выпуклости шва (на одну кромку) определяется выражением

$$V = 2,096h_y H(d_n + H). \quad (3)$$

Используя условие равенства объемов выпуклости шва и деформируемого участка трубы длиной h_t (припуск на осадку, рис. 4), получаем

$$\frac{h_t}{h_y} = \frac{2}{3} \frac{H}{\delta} \frac{1 + H/d_n}{1 - \delta/d_n}. \quad (4)$$

Расчеты показывают, что при $d_y = 0,58\delta$ значение $h_t/h_y \approx 1/3$. С учетом того, что $h_y = 1,5\delta$, получаем припуск на осадку $h_t \approx 0,5\delta$. Суммарное значение припуска на осадку составляет $2h_t \approx \delta$, что подтверждается результатами, полученными при индукционной пайке давлением и индукционной сварке [9 и др.].

Таким образом, расстояние вдоль оси заготовки от торца до зоны нулевой деформации, которой соответствует температура стенки трубы в диапазоне 700...750 °С при давлении осадки 30...40 МПа, составляет

$$z_0 = h_y + h_t = 2\delta. \quad (5)$$

По приведенным данным производится разработка индуктора для нагрева стыка труб [9] и задания на выбор или проектирование сварочной машины.

Для сваркопайки используются машины, обеспечивающие зажатие и центровку труб с нанесенным на их торцы активирующим веществом, а также встречное нормированное деформирование (осадку) нагретых кромок труб.

К настоящему времени разработана гамма машин и изготовлены образцы типов П-127, П-130, П-139 (последняя на базе машины для контактной сварки К-584), П-145 и малая серия машин типа П-144 для выполнения стыковых соединений типа труба-труба. Создана также машина типа П-134 для сварки соединений типа труба-концевая арматура (фланцы, ниппеля, резьбовые замки и пр.), преимущественно судостроительного сортамента. Созданные машины позволяют соединять трубы в диапазоне диаметров 14...325 мм.

Впервые в мировой практике при бурении геологоразведочных скважин использовали полусвечи бурильных труб, соединенных способом сваркопайки по высаженным концам труб (диаметром 55×10 мм), изготовленные из труб диаметром 50×5 мм (сталь 36Г2С) [8]. Промышленные испытания полусвечей бурильных труб, соединенных способом сваркопайки, были проведены в составе селективной ко-

лонны КПС-57/50 с конусорезьбовыми соединениями. Опытные трубы общей длиной 400 м располагались в нижней части колонны. Было произведено бурение семи геологоразведочных скважин средней глубиной 700 м в породах с повышенной абразивностью. Бурение осуществляли алмазно-твердосплавным инструментом диаметром 59 мм на следующих режимах: частота вращения бурильного вала 200...500 об/мин, осевая нагрузка 7000 Н; крутящий момент 300...500 Н·м; количество подаваемой промывочной жидкости 40...50 л/мин. Бурение скважин проводили в течение 16 месяцев. Обрывов и разрушений по швам в процессе работы колонны и при спускоподъемных операциях не наблюдалось. При использовании соединений труб, полученных способом сваркопайки, за период испытаний было сэкономлено 180 муфты. Износостойкость сварных стыков в 1,5...1,7 раза превышала износостойкость муфтовых соединений [2].

Технология сваркопайки труб нефтяного сортамента внедрена на Нефтекамской центральной базе производственного обслуживания по ремонту и прокату нефтепромыслового и бурового оборудования АО «Башнефть», а также в Лениногорске в нефтегазодобывающем управлении АО «Татнефть» [4]. В обоих случаях сварочные комплексы размещены в цехах в составе линий по сварке и изоляции двух- и трехтрубных плетей. Рабочее давление в трубопроводах до 200 атм. Длительность собственно процесса сварки составляла 10...35 с в зависимости от диаметра и толщины стенки трубы, а также требований по достижению заданного характера распределения теплового поля в кромках. Результаты испытаний образцов, вырезанных из контрольных стыков труб диаметром 89×5 мм из стали 20 с нормативным временным сопротивлением разрыву 420 МПа (ГОСТ 8731-74), сваренных на Нефтекамской базе АО «Башнефть», дали среднее временное сопротивление разрыву 450 МПа и средний угол загиба 139°. При внедрении технологии и оборудования для получения наиболее полной информации о конструктивной прочности сварного соединения дополнительно были выполнены натурные гидравлические испытания участков труб, содержащих кольцевые сварные швы. При этом к торцам труб приваривали полусферические заглушки, одна из которых имела штуцер для подключения к гидросистеме испытательной насосной станции. Испытания проводили при давлении 36 МПа, что составляло 0,9 от предела текучести металла в соответствии с ГОСТ 8731-74. Результаты испытаний показали, что разрушений по швам не наблюдалось.

Трубопроводы со стеклоэмалевыми покрытиями стенок применяются или могут применяться для транспортирования нефти и нефтепродуктов, оборудования химических предприятий, транспортирования агрессивных и радиоактивных жидкостей, в системах обеспечения населения питьевой и горячей водой, в молочной и пищевой промышленности, экологически безопасных сетях канализации отходов; тепловых трассах и др., где их использование позволяет обеспечить необходимые физи-

ко-химические свойства трубопроводов и повысить срок службы в 5 и более раз. Более широкое применение эмалированных трубопроводов ограничивалось в связи с отсутствием до последнего времени надежного способа соединения труб, особенно, в полевых и монтажных условиях.

Одной из технических предпосылок к решению комплексной проблемы создания трубопроводов с внутренним стеклоэмалевым покрытием явился способ образования соединений труб с покрытиями на основе стекла, обеспечивающий высококачественную сварку стальной основы и покрытия. Способ сваркопайки, объединяя положительные свойства сварки давлением и пайки, дает возможность одновременного прочного соединения труб и внутреннего покрытия [11]. Разработанное на его основе оборудование позволяет решить проблемы сварки трубных плетей и трубопроводов в цеховых, монтажных и полевых условиях. Например, при производстве двух- и трехтрубных плетей из заранее эмалированных труб с использованием способа сваркопайки до 1,5...2,0 раз уменьшаются площадь производственного помещения и размеры оборудования (необходимые для выполнения операции эмалирования) по сравнению с традиционными технологиями производства плетей, при которых сначала сваривают трубы в плет, а затем ее всю эмалируют.

Широко применяется значительное количество трубчатых металлоконструкций, содержащих фланцевые соединения, при производстве трубопроводов различного назначения, установках газовой и иной аппаратуры (счетчики газа, воды, тепла и т.д.), при ремонте старых и монтаже новых трубных коммуникаций в жилищном хозяйстве, газификации населенных пунктов. Однако проблема их изготовления является по-прежнему актуальной. Как правило, в конструкциях трубопроводов используется промежуточная (средняя) арматура в виде тройников и крестовин с приваренными фланцами, которая изготавливается с использованием литья, штамповки с последующей механической обработкой. При этом коэффициент использования материала довольно высок, а трудоемкость изготовления арматуры имеет еще резервы для ее снижения. Изготовление фланцевых соединений трубопроводов способом сваркопайки позволяет снизить общую массу трубопроводных систем и трудоемкость их изготовления [12]. Такой способ осуществляется при предварительной подготовке конца присоединяемой к фланцу трубы, которая выполняется в виде ступенчатой проточки по наружному диаметру трубы. Затем фланцевое соединение собирают в зажимах сварочной машины и наносят в зону соединения припой и флюс. Зону соединения фланца и трубы нагревают индуктором [10] и прилагают усилие осадки для деформации зоны шва с помощью конического пуансона к внутренней поверхности присоединяемой трубы, на которой установлен фланец. Формообразование зоны шва фланцевого соединения определяется исходя из требуемых степеней деформации [12]. Пример соединения способом свар-

копайки трубы диаметром 70×6 мм с фланцем наружным диаметром 120 мм показан на рис. 5.

Широко применяются трубчатые металлоконструкции, содержащие тройниковые элементы, при производстве велосипедов, мотоциклов, в установках газовой и иной аппаратуры, в трубопроводах. При этом все большую актуальность приобретает задача обеспечения прочности и надежности этих трубчатых конструкций, в том числе, прочности самого Т-образного узла, способности его сохранять свою форму и служебные свойства как при воздействии различных внешних нагрузок (статических и динамических), так и нагрузок, обусловленных действием транспортируемых продуктов — внутреннего давления, гидравлических ударов и пр. Одним из основных путей решения этой задачи является рациональный выбор конструкции тройника исходя из критериев прочности и надежности [13]. При этом часто параллельно ставится условие обеспечения минимальной стоимости изготовления конструкции при заданной ее прочности. Серьезной проблемой является и минимизация остаточных сварочных напряжений в месте соединения как в основной, так и отводной трубе. С целью усовершенствования конструкций, способов производства и сварки тройников в направлении уменьшения объемов предварительной механической и термомеханической подготовки соединяемых деталей были разработаны три вида конструкций тройниковых соединений, выполненных с использованием технологии сваркопайки (рис. 6).

Конструкция тройника на рис. 6, а может быть выполнена с отверстием в основной трубе или без него (глухое соединение). Изображенные конструкции на рис. 6, б, в требуют обязательного выполнения отверстия в основной трубе. При этом в конструкции на рис. 6, б диаметр отверстия в основной трубе меньше, чем диаметр отводной трубы, а в конструкции на рис. 6, в диаметр отверстия в основной трубе может быть равен диаметру отводной трубы или больше него. Во всех трех типах конструкций тройников отводная труба обрабатывается механически с приданием кроме седловидности по контуру прилегания к основной трубе. В соединении на рис. 6, б кромки отводной трубы дополнительно обрабатываются с целью получения конусной поверхности в виде заточки под углом 15...30°.

Для получения всех трех типов конструкций применялся процесс сваркопайки. Усилие осадки прикладывалось к отводной трубе, при этом осадка кромок отводной трубы была в пределах удвоенной толщины стенки труб. В первом типе соединения (рис. 6, а) отводная труба при осадке деформировалась снаружи основной трубы, охватывая ее. Получалось глухое тавровое соединение.

Во втором типе конструкции тройника (рис. 6, б) соединение проходило по конусной поверхности, образованной при деформации отводной трубы, что приводило к увеличению поверхности шва и существенно влияло на увеличение прочности соединения. В тройниковом соединении такой конструкции проходное сечение основной трубы при образовании конусной поверхности соединения

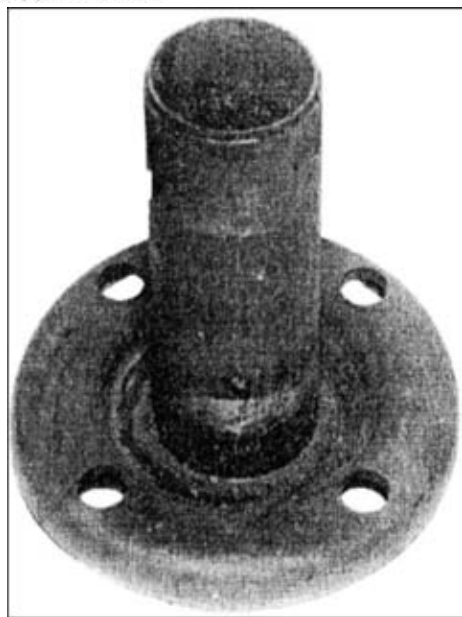


Рис. 5. Образец соединения трубы 70×6 мм с фланцем (наружный диаметр 120 мм)

уменьшалось. Поэтому использование такого соединения в качестве трубопровода при диаметре отводной трубы, близком к диаметру основной трубы, нецелесообразно. Возможно его эффективное использование в качестве конструктивного элемента в несущих металлоконструкциях, например, при изготовлении лестниц, перил, рам и других конструкций.

Для устранения описанного выше недостатка соединения в третьем типе конструкции (рис. 6, в) было использовано специальное приспособление, вводимое внутрь основной трубы, для отбортовки конца отводной трубы внутри основной трубы. При этом (как и в конструкции на рис. 6, б) происходит увеличение площади поверхности шва с формированием из конца отводной трубы фланца, расположенного внутри основной трубы. Во избежание припаивания приспособления, формирующего фланец, в зоне соединения в основной трубе рабочая поверхность конуса покрывается диоксидом хрома. Покрытие рабочей поверхности приспособления необходимо для третьего вида соединения в тех случаях, когда требуется использовать проходное сечение основной трубы. В других случаях для увеличения конструктивной

прочности соединения можно не изымать введенный в зону соединения закладной элемент.

Во всех трех типах конструкций для получения соединений применялся индукционный нагрев, а давление осадки выбиралось из расчета не менее 10 МПа. Процесс сварки протекает подобно стыковой, с отличиями, обусловленными пространственным характером течения металла кромок при деформации зоны шва. Индуктор разрабатывается в соответствии с результатами работы [10].

Разработанная технология с применением способа сваркопайки позволяет выполнять соединения во всех исследованных типах конструкций тройников без выполнения трудоемких подготовительных операций по отбортовке отводной трубы, связанной со штамповочными операциями, и без удовлетворения требований по достижению капиллярных зазоров между соединяемыми кромками. В указанных типах конструкций значительно повышаются служебные свойства изготовленных таким способом конструкций тройников. В предложенной новой конструкции Т-образного узла (рис. 6) возможно использование соединений с высокими прочностными характеристиками из тонкостенных труб равного размера (по диаметру и толщине стенки).

Заключение. Способ сваркопайки позволяет получать качественные стыковые соединения обсадных и бурильных труб нефтяного сортамента из низкоуглеродистых сталей. Он сочетает достоинства технологий пайки и прессовой сварки. Его преимущества: обеспечение равнопрочности, высокой пластичности и вязкости соединений; исключение необходимости специальной подготовки кромок; получение благоприятной формы шва (с небольшой выпуклостью); предупреждение образования грат во внутренних полостях; возможность применения в конструкциях с Т-образными узлами тонкостенных труб равного размера (по диаметру и толщине стенки), а также высокая коррозионная стойкость в морской воде. Способ сваркопайки может применяться для соединения изделий, работающих при температуре 300...450 °С и выше.

Соединения труб, выполненные индукционной сваркопайкой, успешно прошли испытания в экстремальных условиях, в частности, при бурении скважин на геологоразведочном предприятии Украины. Технология сваркопайки и разработанное оборудование применены на предприятиях нефтяного комплекса Российской Федерации.

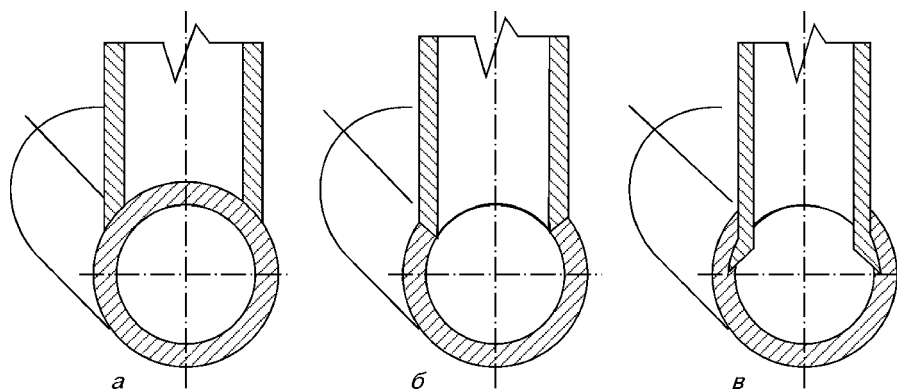


Рис. 6. Конструкции тройниковых соединений, изготавливаемых с использованием технологии сваркопайки: а — с формированием внешнего фланца; б — с конусообразной формой шва; в — с формированием внутреннего фланца

1. Лебедев В. К., Табелев В. Д., Письменный А. С. Стыковая пайка под давлением стальных трубопроводов // Автомат. сварка. — 1983. — № 9. — С. 25–27.
2. Высокотемпературная пайка труб для геологоразведочного бурения / В. К. Лебедев, В. Д. Табелев, А. С. Письменный и др. // Там же. — 1989. — № 5. — С. 28–30.
3. Письменный А. С., Шинлов М. Е., Буженецкий А. И. Применение индукционной сваркопайки для соединения труб нефтяного сортамента // Там же. — 1995. — № 12. — С. 35–38.
4. Письменный А. С. Индукционный нагрев в сварке и родственных технологиях // Там же. — 1998. — № 11. — С. 54–60.
5. Лебедев В. К., Письменный А. С., Мартынова Т. И. Опыт использования композиционного припоя для сварки-пайки давлением // Там же. — 1992. — № 9/10. — С. 42–43.
6. Структура и фазовый состав швов, выполненных капиллярной пайкой и пайкой с приложением давления / В. Д. Табелев, Н. Л. Карета, А. И. Панасенко и др. // Там же. — 1985. — № 11. — С. 26–28.
7. Лебедев В. К., Табелев В. Д., Письменный А. С. Ударная вязкость стыковых соединений, паяных с пластическим деформированием основного металла // Там же. — 1993. — № 8. — С. 29–31.
8. Физическое моделирование осадки при сварке или пайке-сварке труб встык / В. К. Лебедев, А. С. Письменный, О. Г. Касаткин, М. Е. Шинлов // Там же. — 1990. — № 8. — С. 17–20.
9. Письменный А. С. Синтез индукционных систем для сварки и пайки труб встык // Там же. — 1990. — № 5. — С. 11–15.
10. Письменный А. С., Прокофьев А. С., Шинлов М. Е. Синтез индукционных систем для пайки фланцевых соединений труб по заданному распределению мощности в зоне шва // Там же. — 1999. — № 8. — С. 17–21.
11. Письменный А. С., Шинлов М. Е., Сафронова Е. А. Некоторые особенности индукционной стыковой сваркопайки труб, эмалированных изнутри // Там же. — 1998. — № 10. — С. 32–37.
12. Прокофьев А. С., Письменный А. С. Технология сваркопайки фланцев с трубой // Там же. — 2000. — № 5. — С. 50–52.
13. Прокофьев А. С., Письменный А. С. Индукционная сваркопайка безарматурных тройниковых соединений труб // Там же. — 2001. — № 4. — С. 46–50.

The paper analyzes the capabilities of the new technologies of induction butt welding of pipes of a small and medium diameter, welding of tee-joints of thin-walled pipes and joints of flanged pipes with the use of activators (braze-welding). A review of these service properties of welded joints and the results of laboratory and production trials of samples and pipes produced using the above technologies, implemented with induction heating, is given.

Поступила в редакцию 23.04.2002

ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ объявляет ежегодный набор в

АСПИРАНТУРУ по специальностям:

сварка и родственные технологии
автоматизация технологических процессов
металловедение и термическая обработка металлов
металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов

ДОКТОРАНТУРУ по специальностям:

сварка и родственные технологии
автоматизация технологических процессов
металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов

Прием в аспирантуру проводится в сентябре месяце
Контактный телефон: 227 89 54

Документы направлять по адресу: 03680, Украина, Киев-150, МПС, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, аспирантура

ПРЕССОВАЯ СВАРКА ТОЛСТОСТЕННЫХ ТРУБ С НАГРЕВОМ ДУГОЙ, УПРАВЛЯЕМОЙ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ

Академик НАН Украины **С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО**, **В. С. КАЧИНСКИЙ**, канд. техн. наук, **В. Ю. ИГНАТЕНКО**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработан новый способ прессовой сварки с нагревом дугой, управляемой магнитным полем (ПМДС), труб с толщиной стенки, превышающей размеры активных пятен столба дуги. Представлены результаты исследований ПМДС труб с толщиной стенки до 16 мм из низколегированных сталей. Проведена модернизация сварочного оборудования для сварки толстостенных труб.

Ключевые слова: прессовая сварка с нагревом дугой, управляемой магнитным полем, нагрев торцов труб, формирование соединения, толстостенные трубы

В мировой практике для сварки трубопроводов используются различные способы сварки — ручная электродуговая сварка покрытым электродом, сварка в защитных газах, автоматическая сварка под флюсом, контактная стыковая сварка оплавлением. Одним из высокопроизводительных процессов, получивших применение при строительстве трубопроводов малого (до 100 мм) диаметра с толщиной стенки до 6 мм, является прессовая сварка с нагревом дугой, управляемой магнитным полем (ПМДС) [1–4].

Сущность процесса ПМДС заключается в том, что дуга под действием внешнего управляющего магнитного поля, создаваемого магнитными системами, перемещается в зазоре между торцами свариваемых деталей. При указанном способе сварки сварочный ток изменяют по специальной программе. При определенных условиях линейная скорость движения дуги достигает 200 м/с. Вследствие относительно высокой скорости перемещения сварочной дуги ее тепловая энергия перераспределяется по всей поверхности торцов деталей. В результате происходит относительно равномерный нагрев свариваемых торцов труб. Сварное соединение формируется при сжатии и совместной пластической деформации торцов свариваемых труб. Процесс ПМДС выполняется на воздухе без применения защитных газов.

Важными технологическими параметрами ПМДС являются сварочный ток и напряжение на дуге, зависящие от длины дугового промежутка. Зазор между торцами свариваемых труб обычно составляет от 1,5 до 2,8 мм и относится к установочным параметрам, определяющим напряжение на дуге, расход энергии, подвижность перемещающейся дуги.

Разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона технология и оборудование для ПМДС тонкостенных труб получили широкое применение при сварке деталей из углеродистых и низколегированных сталей в различных отраслях промышленности и стро-

ительства. Технические характеристики гаммы машин для ПМДС труб приведены табл. 1.

Установки МД-102 и МД-103 (рис. 1, а) могут быть использованы в передвижных трубопроводных комплексах для сварки трубопроводов больших диаметров. Зажатие, разжатие и осадка труб осуществляются согласно заданному циклу через зажимные и осадочные механизмы [5].

Установка К-872 (рис. 1, б) предназначена для ПМДС трубопроводов различного назначения в полевых условиях. Она имеет подвесную головку клещевого типа, отличительной особенностью которой является раздельное зажатие свариваемых труб [6].

Высокая эффективность ПМДС тонкостенных труб способствовала расширению области ее применения. Одним из новых направлений в применении ПМДС стало проведение исследовательских и экспериментальных работ по сварке толстостенных труб. С этой целью была проведена модернизация сварочного оборудования.

Для сварки толстостенных труб известный процесс оказался неприемлем, поскольку одним из условий равномерного и стабильного нагрева кромок свариваемых деталей является соизмеримость толщины стенки трубы и размеров активных пятен столба дуги. На рис. 2, а видны следы активных пятен столба дуги на внутренних кромках торцов труб после нагрева их при ПМДС. Эти следы меньше, чем поперечное сечение торцов труб. Процесс сварки проходил неустойчиво — с короткими замыканиями. Вследствие воздействия магнитного поля сварочной дуги и существования значительного градиента индукции внешнего магнитного по-

Таблица 1. Технические характеристики сварочных машин для ПМДС

Параметр	МД-102	МД-103	К-872
Диаметр труб, мм	25...60	57...114	76...219
Толщина стенки труб, мм	2,0...8,0	2,0...10,0	2,5...16,0
Производительность, стык/ч	120	70	20
Время сварки, с	2,5...14,0	14...22	12...100
Потребляемая мощность, кВт	45	60	150
Масса, кг	440	950	2000

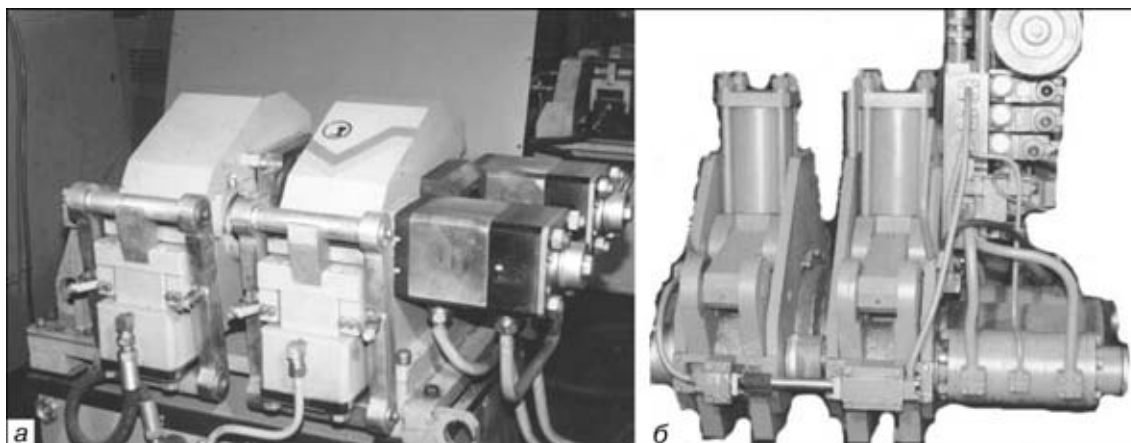


Рис. 1. Сварочные машины типа МД-103 (а) и К-872 (б)

ля в начальный момент нагрева дуга вытесняется из дугового зазора и перемещается по внутренним кромкам торцов труб. При этом столб дуги изогнут в сторону геометрической оси трубы. По мере оплавления внутренних кромок торцов труб дуговой зазор в месте горения дуги увеличивается, градиент распределения индукции магнитного поля в дуговом зазоре уменьшается и сварочная дуга смещается к наружным кромкам торцов труб. Значительная толщина стенки трубы ($\delta = 8$ мм) препятствует стабильному перемещению дуги в область больших значений индукции управляющего магнитного поля. Неравномерное перемещение сварочной дуги в области низких значений индукции управляющего магнитного поля приводит к неравномерному нагреву торцов труб, расплавлению металла и его стеканию.

В настоящей работе представлены результаты проведенных в ИЭС им. Е. О. Патона исследований процесса ПМДС труб с толщиной стенки до 16 мм. Цель исследований состояла в нахождении способов управления, позволяющих постоянно перемещать сварочную дугу по всей площади поперечного сечения торцов труб. Было определено, что после возбуждения дуги необходимо посред-

ством создания оптимального распределения индукции магнитного поля в дуговом зазоре сместить сварочную дугу к наружным кромкам торцов труб в область максимальных значений магнитной индукции и заставить ее там перемещаться. При этом происходит относительно равномерное распределение тепловой энергии сварочной дуги по кромкам торцов труб. При рассредоточении выделенной тепловой энергии происходит более равномерный нагрев свариваемых торцов труб, чем при перемещении сварочной дуги по внутренним кромкам труб.

На рис. 2, б видны следы активных пятен дуги, образовавшиеся на наружных кромках торцов толстостенных труб после их нагрева при применении ПМДС. Под действием внешнего магнитного поля катодный поток плазмы, смещенный относительно противостоящего ему анодного потока, перемещается. Катодный поток плазмы после достижения анода образует новое анодное пятно, а затем происходит его смещение. Анодное и катодное пятна как бы стремятся расположиться друг против друга.

След, оставляемый дугой на торцах труб, после смещения к их кромкам приобретает различные формы, что может быть связано с изменением значений и направления индукции управляющего магнитного поля, электрическими и тепловыми процессами в местах горения дуги, а также шероховатостью обработки поверхности торцов труб.

Сварочная дуга, управляемая магнитным полем, после возбуждения смещается к наружным кромкам торцов толстостенных труб в область максимальных значений индукции магнитного поля. Здесь она начинает перемещаться, производя нагрев свариваемых поверхностей толстостенных труб. При этом столб сварочной дуги изогнут в сторону, противоположную геометрической оси трубы. Благодаря перемещению сварочной дуги по наружным кромкам толстостенных труб происходит их относительно равномерный нагрев.

Полученные образцы (рис. 2) разрезали вдоль осевой линии, а их поверхность была подвергнута металлографическим исследованиям. Как показали результаты, при ПМДС в зоне термического влияния (ЗТВ) в области наружных кромок труб микроструктура участка перекристаллизации представляет собой ферритно-перлитную смесь с преобла-

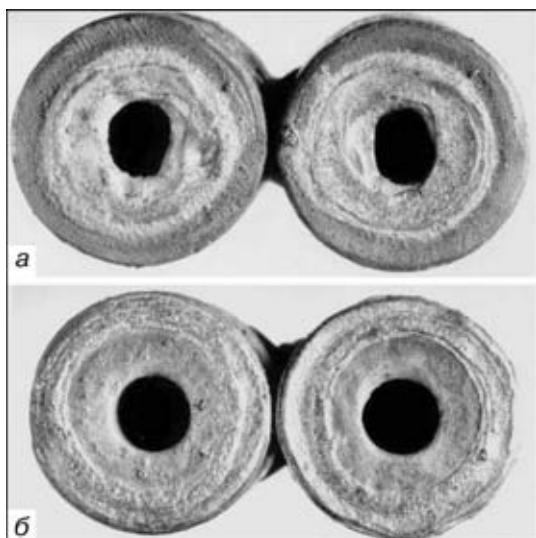


Рис. 2. Следы, оставленные сварочной дугой при перемещении по внутренним (а) и наружным (б) кромкам толстостенных труб ($\delta = 8$ мм)

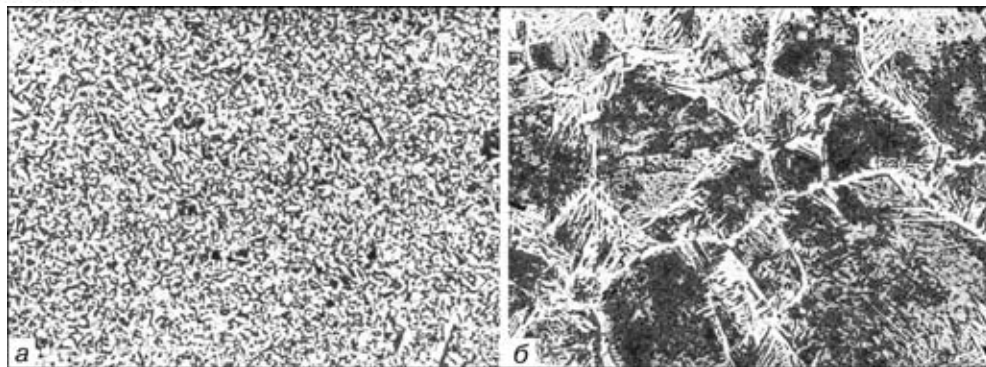


Рис. 3. Микроструктура (X180) металла ЗТВ, полученная при перемещении дуги по внутренним кромкам торцов трубы: *а* — участок перекристаллизации в области наружных кромок; *б* — участок перегрева с грубодисперсной структурой, расположенный на внутренних кромках торцов трубы

данием перлита (рис. 3, *а*). В металле ЗТВ в области внутренних кромок торцов труб расположен участок перегрева. Его металл отличается грубодисперсной структурой, в которой преобладает перлит, наблюдаются также участки бейнита и феррита (в основном в виде сетки, частично игл видманштеттовой структуры) (рис. 3, *б*).

Микроструктура металла расплавленного слоя на наружных и внутренних кромках труб заметно отличается. На внутренних кромках она представляет собой ферритно-перлитную смесь с преобладанием перлита. Феррит находится в виде доэвтектоидных выделений вдоль границ кристаллитов и феррита, ориентированного по Видманштетту. В микроструктуре наружных кромок торцов содержание феррита больше, чем перлита, массовая доля которого весьма незначительна.

При перемещении сварочной дуги по наружным кромкам толстостенных труб в металле ЗТВ в области наружных кромок торцов труб находится участок перегрева (рис. 4, *а*). Микроструктура его металла представляет собой ферритную сетку по границам бывших зерен аустенита, наблюдается наличие феррита, ориентированного по Видманштетту, перлита, незначительное содержание бейнита. Зона термического влияния в области внутренних кромок (рис. 4, *б*) начинается участком перекристаллизации, отличающимся мелкодисперсной ферритно-перлитной структурой с укрупненными зернами. Микроструктура металла расплавленного слоя на внутренних кромках представляет собой ферритно-перлитную смесь, в которой фер-

рит расположен в виде выделений доэвтектоидного типа и игл видманштеттовой структуры.

На наружных кромках труб структура металла расплавленного слоя отличается от описанной выше. Она представляет собой ферритно-перлитную смесь с преобладанием феррита. Значительная массовая доля феррита выделяется вдоль границ кристаллитов в доэвтектоидной области.

В результате проведенного сравнения известного и нового способов ПМДС было доказано определяющее влияние длительного воздействия сварочной дуги на отдельные участки поверхности нагрева толстостенных труб.

При известном процессе ПМДС в области внутренних кромок после нагрева образуется участок перегрева, занимающий до 70 % площади поверхности нагреваемого сечения торца трубы. Структура его металла имеет феррит, ориентированный по Видманштетту, и обладает пониженной деформационной способностью. После осадки участок перегрева остается в центральной части сварного соединения, что отрицательно сказывается на качестве сварного соединения. Применение известного процесса ПМДС не позволяет получить качественные сварные соединения, если размер активных пятен дуги меньше, чем площадь свариваемого сечения труб.

При новом процессе ПМДС микроструктура, подобная описанной выше, образуется на наружных кромках торцов труб. Участок перегрева занимает до 30 % площади поверхности нагреваемого сечения торца трубы в области наружных кромок. После проведения осадки участок перегрева уда-

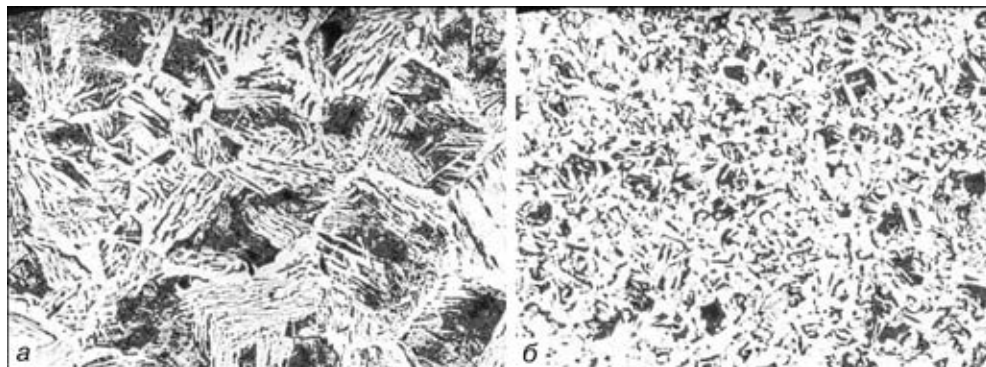


Рис. 4. Микроструктура (X180) металла ЗТВ, полученная при перемещении дуги по наружным кромкам торцов труб: *а* — участок перегрева в области наружных кромок; *б* — участок перекристаллизации с укрупненными зернами, расположенный на внутренних кромках торцов трубы

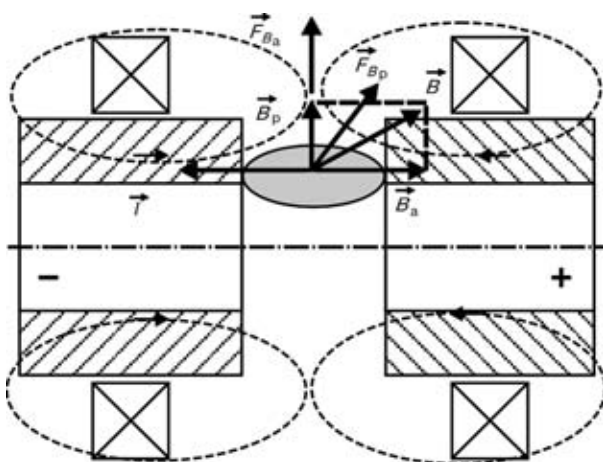


Рис. 5. Действие сил, определяющих характер перемещения сварочной дуги при ПМДС: I — составляющая тока дуги; B — индукция магнитного поля; B_r, B_a — соответственно радиальная и аксиальная составляющие магнитной индукции поверхности; F_{Br}, F_{Ba} — силы, оказывающие влияние соответственно на аксиальное и радиальное перемещение дуги по торцам труб

ляется из зоны соединения, что положительно влияет на формирование сварного шва.

Сущность нового способа ПМДС труб схематически показана на рис. 5. Процесс нагрева торцов происходит при перемещении сварочной

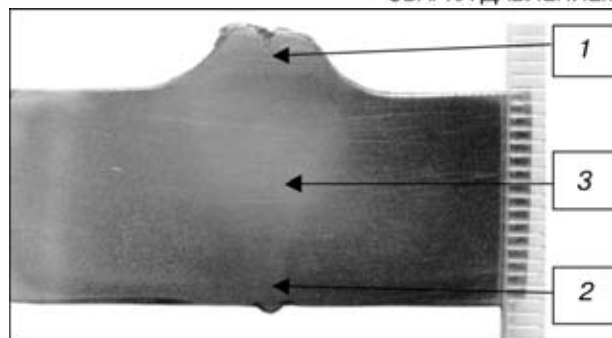


Рис. 6. Макрошлиф сварного соединения трубы ($\delta = 16$ мм): 1–3 — участки, на которых проводились металлографические исследования

дуги по наружным кромкам в область повышенных значений радиальной составляющей B_r индукции управляющего магнитного поля, что обеспечивает устойчивое перемещение сварочной дуги.

При достижении требуемого нагрева, соответствующего необходимому для пластической деформации прогреву торцов труб, происходит изменение сил F_{Ba}, F_{Br} и значений сварочного тока, что приводит к сканированию сварочной дуги по поверхности торцов труб. После этого осуществляют осадку. В результате проведенных исследований была решена главная задача — разработан способ,

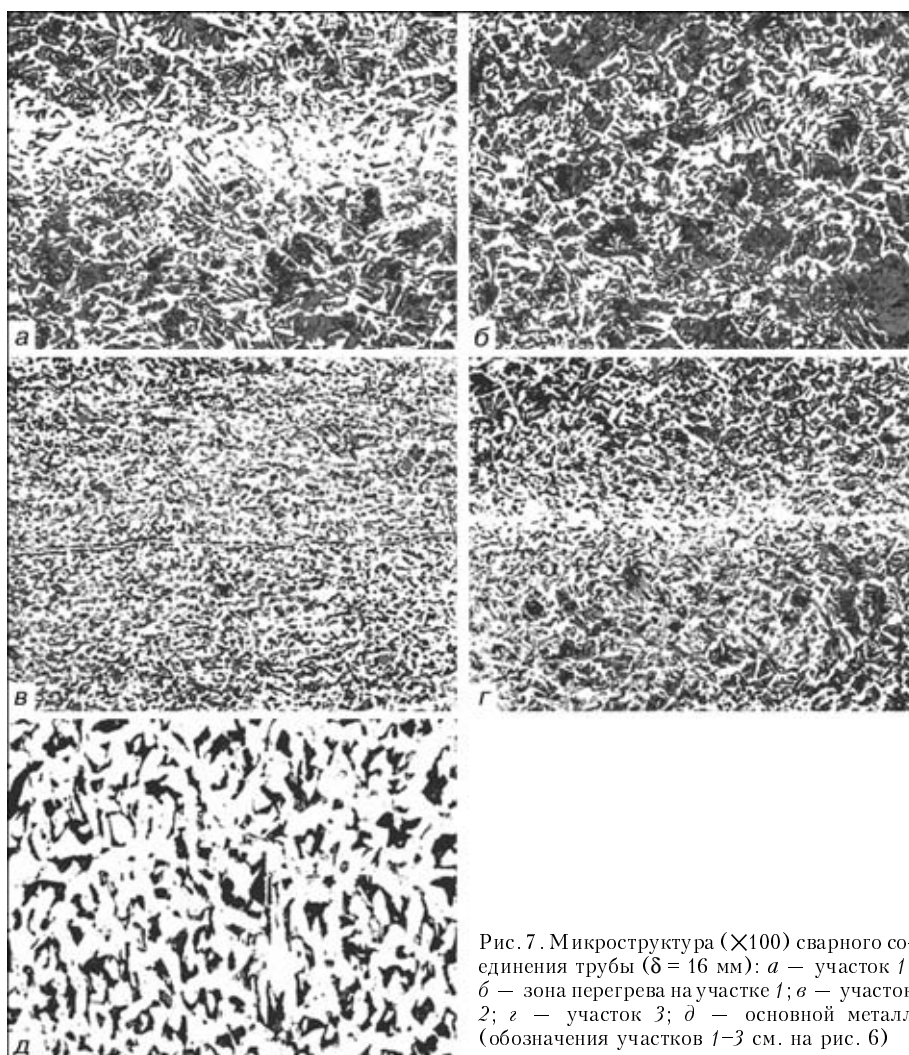


Рис. 7. Микроструктура ($\times 100$) сварного соединения трубы ($\delta = 16$ мм): а — участок 1; б — зона перегрева на участке 1; в — участок 2; г — участок 3; д — основной металл (обозначения участков 1–3 см. на рис. 6)



Рис. 8. Сварное соединение трубы размером 76×16 мм (время сварки 104 с)

с помощью которого можно перемещать дугу по всей площади поперечного сечения труб.

Как было отмечено выше, формирование сварных соединений толстостенных труб при ПМДС, как и при других прессовых способах сварки, происходит при совместной деформации стыкуемых поверхностей деталей, нагретых до пластического состояния. Равномерный нагрев торцов труб является основным, но недостаточным условием для формирования качественного сварного соединения. При ПМДС защитные газы, как правило, не используются. Это приводит к окислению нагреваемых торцов труб кислородом воздуха и образованию в процессе сварки оксидов. Удаление оксидов на торцах нагреваемых деталей является необходимым условием, которое надо соблюдать для всех видов прессовой сварки.

Экспериментально установлено, что при управлении перемещении столба дуги по свариваемым торцам труб ($\delta = 16$ мм) удается обеспечить требуемую частоту прохождения дуги, благодаря чему расплав сохраняется в жидком состоянии. Оксиды вместе с жидким металлом в процессе пластической деформации торцов труб вытесняются из зоны соединения. Использование нового процесса позволяет получать сварные соединения с минимальным внутренним усилением (рис. 6).

Металлографические исследования сварного соединения трубы размером 76×16 мм из стали 35 производили после травления в 4%-м растворе HNO_3 в спирте. Исследования микроструктуры сварного соединения были выполнены на оптическом микроскопе «Neophot-32» при увеличении 100 и 180.

Измерение твердости металла ЗТВ проводили на твердоме «Леко» при нагрузке 10, 100 и

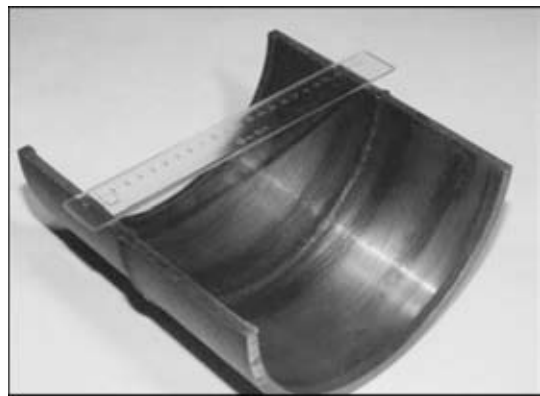


Рис. 9. Секция сварного соединения трубы размером 219×8 мм (время сварки 38 с)

1000 г. Металлографические измерения проводили в разных участках сварного соединения (см. 1–3 на рис. 6). Микроструктура сварного соединения на участке 1 представляет собой ферритно-перлитную смесь с преобладанием ферритной составляющей, небольшая часть феррита ориентирована по Видманштетту (рис. 7, а). Ширина линии сварного соединения на данном участке составляет 0,126 мм, твердость HV_{100} 151...165. Зона термического влияния состоит из нескольких ярко выраженных участков — перегрева шириной 3,906 мм, а также полной и неполной перекристаллизации — соответственно шириной 2,268 и 1,638 мм.

Структура металла участка перегрева представляет собой ферритно-перлитную смесь с преобладанием перлитной составляющей. Перлит выделяется в виде зерен, отороченных по краям ферритными выделениями. Большая часть феррита ориентирована по Видманштетту. Металл участка перегрева имеет твердость HV_{100} 181...199, размер зерна по ГОСТ 5639–82 соответствует 6-му, реже 5-му баллу (рис. 7, б).

Металл участка полной перекристаллизации имеет структуру ферритно-перлитную мелкодисперсную (10-й балл) и твердость HV_{200} 170. Металл участка неполной перекристаллизации отличается ферритно-перлитной структурой с размером зерна, соответствующим 7-му баллу.

На участке 2 (рис. 7, в) микроструктура металла линии сварного соединения ферритная, ее ширина составляет 0,01 мм, твердость металла — HV_{100} 201...205. Зона термического влияния состоит из участков полной и неполной перекристаллизации, участок перегрева отсутствует. Ширина участка

полной перекристаллизации составляет 1,008, а неполной перекристаллизации — 2,394 мм. Микроструктура металла участка полной перекристаллизации представляет собой мелкодисперсную ферритно-перлитную смесь с размером зерна, соответствующим 9–10-му баллу, твердость металла составляет HV_{100} 199...220. На участке неполной перекристаллизации наблюдается наличие феррита+перлита, размер зерна соответствует 7–8-му баллу, твердость металла — HV_{100} 181...196.

Таблица 2. Механические свойства сварных соединений толстостенных труб

Марка стали	Размер трубы, мм	σ_b , МПа		KCV , Дж/см ²		$\sigma_{0,2}$, МПа
		основной металл	сварное соединение	основной металл	сварное соединение	
20	89×12	488...509 502	488...509 502	92...100 97	78...86 82	290
	108×8	488...509 502	486...506 500	90...100 95	76...92 84	305
35	219×8	488...509 502	488...509 502	92...100 97	79...94 85	295
	76×16	538...565 551	538...565 551	56...64 60	37...54 44	345

Микроструктура на участке 3 переходная. Ширина линии сварного соединения составляет 0,0252 мм (рис. 7, з). Микроструктура участка 3 ферритная, твердость металла составляет HV_{100} 192...202. Зона термического влияния состоит из участков перегрева, а также полной и неполной перекристаллизации. Микроструктура этого участка шириной 1,386 мм характеризуется более мелким размером зерна металла — примерно 8-й балл. Она является ферритно-перлитной, значительная часть феррита ориентирована по Видманштетту, твердость металла составляет HV_{100} 182...199. Микроструктура основного металла ферритно-перлитная, размер зерна соответствует 7–8-му баллу, твердость — HV_{100} 192 (рис. 7, д).

В результате проведенных исследований на модернизированном сварочном оборудовании разработан новый способ ПМДС применительно к трубам с толщиной стенки 16 мм (рис. 8 и 9). Механические свойства сварных соединений труб представлены в табл. 2. Стабильность получения

качественных соединений достигается путем контроля и управления основными технологическими параметрами режима непосредственно в процессе сварки.

1. Ganovski F. J. The magnetarc welding process // Weld. Met. Fabric. — 1974. — June. — P. 206–213.
2. Edson D. A. Magnetically impelled arc butt welding of thick wall tubes. — S. I. [1982]. — 7 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. III-726–82).
3. Takagi K., Aracida F. Magnetically impelled arc butt welding of gas pipeline // Metal Constr. — 1982. — № 10. — P. 542–548.
4. Качинский В. С., Игнатенко В. Ю. Прессовая сварка трубчатых деталей с нагревом дугой, управляемой магнитным полем (оборудование и технология) // Автомат. сварка. — 1997. — № 7. — С. 39–41.
5. Положительное решение на заявку № 94128094. Машина для прессовой сварки с нагревом дугой управляемой магнитным полем / С. И. Кучук-Яценко, В. Г. Кривенко, В. Ю. Игнатенко, В. С. Качинский. — Принято 20.12.94 (Украина).
6. Положительное решение на заявку № 98115957. Машина для прессовой сварки с нагревом дугой управляемой магнитным полем / С. И. Кучук-Яценко, В. Г. Кривенко, В. Ю. Игнатенко, В. С. Качинский. — Принято 21.11.98 (Украина).

A new process has been developed of magnetically impelled arc-butt welding (MIABW) of pipes with the wall thickness greater than the dimensions of the active spots of the arc column. The paper presents the results of studying MIABW of low-alloy steel pipes with the wall thickness up to 16 mm. Welding equipment has been upgraded to weld thick-walled pipes.

Поступила в редакцию 12.04.2002

Вниманию специалистов!



Общество сварщиков Украины
Украинский аттестационный комитет сварщиков
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Межотраслевой учебно-аттестационный центр НТК
«ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины»

проводят в сентябре 2002 г. в Киеве
НАЦИОНАЛЬНЫЙ КОНКУРС

«Лучший сварщик Украины»

На конкурсе будут определяться лучшие сварщики в следующих номинациях:

- ручная дуговая сварка покрытыми электродами (111);
- дуговая сварка вольфрамовым электродом в инертных газах (141);
- дуговая сварка металлическим электродом в активных газах (135);
- газовая сварка (311).

К участию в национальном конкурсе допускаются победители и лауреаты конкурсов сварщиков, проведенных в регионах Украины.

Оргкомитетом национального конкурса разработано «Положение о национальном конкурсе «Лучший сварщик Украины», с которым можно ознакомиться в региональных отделениях Общества сварщиков Украины.

За дополнительной информацией обращаться в рабочую группу оргкомитета:

Илюшенко Валентин Михайлович, исп. директор Общества сварщиков Украины,
тел.: (044) 227-2466; 227-8759

Котик Владимир Трофимович, техн. директор Украинского аттестационного
комитета сварщиков, тел.: (044) 441-1741

СВАРКА ТИТАНА СО СТАЛЬЮ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ (Обзор)

Л. С. КИРЕЕВ, В. Н. ЗАМКОВ, доктора техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены способы сварки титана со сталью без расплавления с различной интенсивностью силового воздействия: диффузионная сварка, холодная сварка, инерционная сварка трением, клинопрессовая, прессовая сварка в вакууме, сварка взрывом, ударная сварка в вакууме, магнитно-импульсная сварка. Показаны пути получения качественных сварных соединений.

Ключевые слова: разнородные соединения, диффузионная сварка, холодная сварка, инерционная сварка трением, клинопрессовая сварка, сварка прокаткой, биметалл титан-сталь, сварка взрывом, ударная сварка в вакууме

Пластическая деформация всех металлов в зоне соединения и титана со сталью, в частности, является необходимым условием образования соединения при любом способе сварки без расплавления. Скорость деформации определяет интенсивность процессов, контролирующих образование сварного соединения. Поэтому все способы сварки без расплавления по интенсивности силового воздействия условно можно разделить на три группы [1].

К первой группе относят способы сварки с низкоинтенсивным силовым воздействием (например, диффузионная сварка, при которой скорость деформации свариваемых заготовок составляет $10^{-4} \dots 10^{-6} \text{ с}^{-1}$). Эти способы сварки, как правило, осуществляют в условиях ползучести, когда скорость деформации зависит от технологических параметров процесса и сопротивления деформации свариваемых заготовок.

Ко второй группе относят способы сварки со среднеинтенсивным силовым воздействием. Такие способы сварки имеют вынужденный характер пластического деформирования и осуществляются за небольшой промежуток времени (часто с предварительным подогревом сварочных материалов), скорость деформации заготовок $10^{-1} \dots 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Эти способы являются наиболее перспективными среди всех способов сварки без расплавления, так как при изменении температурно-силовых условий деформирования появляется возможность получать качественные сварные соединения из многих сочетаний материалов.

К третьей группе относятся способы сварки с высокоинтенсивным силовым воздействием (сварка взрывом, ударная сварка в вакууме, магнитно-импульсная). Эти способы отличаются высокой скоростью деформации (до 10 с^{-1}), малой длительностью процесса (действия импульса силы) и осуществляются, как правило, без подогрева свариваемых материалов. Соединения обычно имеют низкую ударную вязкость и пластичность, так как непродолжительное силовое воздействие ограничивает возможность развития в зоне соединения необходимых процессов. Однако малая длитель-

ность силового воздействия становится положительным фактором при сварке разнородных металлов, образующих между собой хрупкие фазы, когда необходимо ограничить или вообще предотвратить развитие в зоне соединения диффузионных процессов.

Сварка с низкоинтенсивным силовым воздействием. Диффузионная сварка металлов осуществляется при температуре $T \approx 0,7T_{\text{пл}}$ ($T_{\text{пл}}$ — температура плавления металла) [2]. Это соотношение оптимально не только для случая сварки технически чистых однородных металлов или однородных сплавов, но и для разнородных металлов и сплавов.

Первые исследования по диффузионной сварке титана со сталью выполнены в работе [3]. Кинетика изменения сопротивления отрыву слоев и удлинения при разрыве цилиндрических образцов диаметром 6 мм из титана ВТ1-1 и армо-железа описана в работе [4]. В ней авторы осуществляли сварку на режимах, приведенных в табл. 1.

Увеличение времени сварки (более 10 мин) при 1273 К (режим 6) сопровождается резким уменьшением прочности и пластичности соединения. При испытании на растяжение все образцы разрушались по переходной зоне, причем после сварки при 1023 и 1173 К разрыв локализовался на поверхности контакта интерметаллида с α -твердым раствором и частично в α -фазе. При наличии пересыщенного твердого раствора или полосы эвтектоида $\alpha + \text{TiFe}$ разрушение происходило по этому слою. Наибольшей прочности соединения соответствует ширина слоя интерметаллида 3...5 мкм.

При сварке титанового сплава ОТ4 со сталями 12Х18Н10Т и 08Х22Н6Т влияние технологических параметров режима сварки на механические свойства соединений во многом напоминает зависимости для чистых металлов (технического титана и армо-железа). Установлена возможность получения диффузионных соединений сплава ОТ4 с 12Х18Н10Т

Таблица 1. Режимы сварки цилиндрических образцов, выполненных из титана ВТ1-1 и армо-железа

№ режима	Температура, К	Давление, МПа	№ режима	Температура, К	Давление, МПа
1	1023	20	4	1173	5
2	1073	15	5	1223	2,5
3	1123	10	6	1273	1

и ОТ4 с 08Х22Н6Т соответственно с пределом прочности 420 и 550...600 МПа на режимах $T = 1123$ К, $P = 10...15$ МПа и $\tau = 15$ мин [3]. Опробование сварки сплава ВТ5-1 (системы Ti-Al-Sn) с 12Х18Н10Т показало возможность получения соединений с пределом прочности 280...330 МПа при режиме сварки $T = 1173$ К, $P = 15$ МПа и $\tau = 15$ мин.

Диффузионная сварка титана со сталью рассматривалась и в работах [5–7 и др.]. Было показано, что при непосредственной сварке технически чистого титана со сталью 12Х18Н10Т прочность соединений не превышает 50 % прочности нержавеющей стали (250...270 МПа). Металлографическим и электронографическим методами в зоне контакта этих соединений обнаружены интерметаллиды. При сварке через жидкую фазу [8] ($T = 1358$ К) сопротивление отрыву достигало 300 МПа, что соответствует прочности закристаллизовавшейся эвтектики и практически не зависит от марки титанового сплава и стали. Такие соединения характеризуются большим разбросом прочностных характеристик и низкой пластичностью. Авторы работы [3] считают, что диффузионной сваркой в вакууме невозможно получить соединение с прочностью и пластичностью основного металла при наличии слоя интерметаллида по линии контакта, так как в этом случае нет его прочной связи с основным металлом, а сам интерметаллид тверд и хрупок. Очевидно, более перспективна диффузионная сварка титана со сталью с использованием промежуточных прослоек из других материалов.

В ИЭС им. Е. О. Патона Г. К. Харченко с сотрудниками исследовали диффузионную сварку в вакууме титана со сталью через прослойки из ванадия, который образует непрерывный ряд твердых растворов с титаном и железом [9]. Прослойки, которые изготавливали из фольги толщиной не более 0,2 мм, помещали между цилиндрическими образцами диаметром 12 и высотой 30 мм. Сварку осуществляли на режимах: $T = 1173...1273$ К, $\tau = 5...10$ мин, $P = 2...3$ МПа. Результаты механических испытаний сваренных образцов на статический разрыв приведены в табл. 2.

Во всех случаях при испытании разрушение соединения происходило хрупко по границе железа (стали) с ванадием, на которой присутствовали карбиды ванадия. Их образование возможно уже при температуре 823 К. Исследование зоны контакта после диффузионной сварки и отжига соединения Fe+V+Ti показало, что и со стороны титана возможно образование карбида титана с микротвердостью $14,6 \cdot 10^3$ МПа [7, 9]. Прослойка

ванадия проницаема для хрома, образующего с титаном соединение $TiCr_2$ [4].

Таким образом, одна прослойка ванадия не решает задачу диффузионной сварки титана со сталью. Эту задачу позволяет решить добавочный слой из меди, установленный между ванадием и сталью [7]. Коэффициент диффузии углерода в меди невысок, и в системе ванадий–медь интерметаллидные соединения не образуются. Растворимость меди в ванадии при комнатной температуре составляет около 6 %, а при 1800 К — около 8 % [10]. Прочность меди ($\sigma_B = 200...220$ МПа) и технического ванадия ($\sigma_B = 380...420$ МПа) значительно ниже прочности стали 12Х18Н10Т ($\sigma_B = 550...600$ МПа) или титанового сплава, например, ВТ5-1 ($\sigma_B = 800...900$ МПа). Однако при реализации эффекта контактного упрочнения, наблюдаемого при сварке через мягкие прослойки [11–13], прочность сварного соединения может быть значительно выше прочности промежуточных слоев.

В работах [5, 6, 14] была показана перспективность использования ванадиево-медных прослоек при диффузионной сварке титана со сталью. Применение слоев ванадия и меди оптимальной толщины, обеспечивающей эффект контактного упрочнения, позволяет получить сварное соединение, обладающее достаточной прочностью при удовлетворительной вязкости и пластичности (табл. 3). При этом ударная вязкость соединений приближается к нижнему пределу ударной вязкости однофазных титановых сплавов. Угол загиба плоских образцов толщиной 2 мм, вырезанных из сварных стержней, достигает 50...60°. Сварка осуществлялась на режимах: $T = 1273$ К, $P = 3...6$ МПа, $\tau = 5...15$ мин. Наличие слоя меди ограничивает температуру сварки, а удельное давление и время сварки выбираются из условия минимальной деформации титановой части соединения.

Для повышения технологичности соединений предложена диффузионная сварка титана со сталью не через два отдельных слоя ванадия и меди, а с использованием одной компактной многослойной вставки [5–7]. Такие вставки изготавливали прокаткой на вакуумном стане. Во избежание налипания меди на валки стана и получения минимальной толщины слоя медь размещали внутри вставки (с двух сторон ее закрывали другими металлами: со стороны титана — ванадием, а со стороны стали — никелем). Вставка представляла собой чередование слоев ванадий–медь–никель. Прокатку пакета осуществляли при температуре 1200 К и де-

Таблица 2. Предел прочности σ_B диффузионно-сварных соединений титана с железом (сталью) через прослойку из ванадия

Свариваемые металлы	σ_B , МПа	Содержание углерода в железе (стали), мас. %
Fe+V+Ti	300	0,04
08Х17Т+V+Ti	300	0,08
12Х18Н10Т+V+Ti	100	0,12

Таблица 3. Механические свойства диффузионно-сварных соединений сплава ВТ5-1 со сталью 12Х18Н10Т (с ванадиево-медной прослойкой)

Относительная толщина слоев*		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	Место разрушения
Cu	V					
0,02	0,05	296	570	8,4	14	По стали
0,03	0,1	310	530	6,7	9,8	По меди
0,03	0,2	320	490	5,3	6,8	»»
0,02	0,7	310	440	5,4	10,5	По ванадию

*Отношение толщины слоя к диаметру образца.

формации до 60...80 %. Толщины слоев готовой вставки составляли: ванадия — 0,1...0,4; меди — 0,01...0,02 и никеля 0,01...0,05 мм. Диффузионная сварка титанового сплава BT5-1 со сталью 12X18H10T через такую вставку обеспечивает достаточно высокое качество соединения ($\sigma_b = 430...560$ МПа, $\delta = 5,5...8,6$ %, $\psi = 9,8...32,1$ %), разрушение при испытании на статический разрыв происходило по никелю или меди.

В тех случаях, когда по условиям работы изделий из разнородных металлов не может быть использована в качестве прослойки медь, предложено заменить ее слоем палладия или хрома [7, 15]. Более перспективно использовать прослойки ванадий-палладий, так как последний образует твердые растворы с ванадием, железом, никелем и хромом, не образует карбидов, имеет высокую пластичность. Температура сварки составляет 1373...1473 К. Прочность сварных соединений в основном определяется степенью упрочнения слоя палладия (наиболее мягкий слой в соединении) и находится на уровне прочности стали 12X18H10T ($\sigma_b = 480...580$ МПа) при удовлетворительной пластичности (12...24 %).

Разработанная технология диффузионной сварки титана со сталью через промежуточные прослойки наиболее широко применяется при изготовлении биметаллических узлов (переходников) трубопроводов различного назначения.

Сварка со среднеинтенсивным силовым воздействием. К способам сварки со среднеинтенсивным силовым воздействием можно отнести холодную сварку, сварку трением, низкотемпературную диффузионную, сварку прокаткой и др.

Вопросы холодной сварки металлов (в том числе титана со сталью) достаточно подробно рассмотрены в работах [7, 16–18 и др.]. Поэтому отметим только основные технологические характеристики этого процесса.

Сварные соединения стержней диаметром 3 мм из титана BT1 и стали 12X18H10T, выполненные с тремя осадками (на осадку уходит до 80 % титана), имели следующие показатели: $\sigma_b = 500...600$ МПа; $\delta = 8...15$ %; угол загиба $\alpha = 60^\circ$. В стыке после сварки обнаруживается фаза TiFe, появление которой обусловлено с локальным повышением температуры в тонких слоях металла в зоне стыка в процессе пластической деформации. Соединения титана со сталью, полученные холодной сваркой, не могут работать даже кратковременно при повышенных температурах. Так, при температуре 1073 К уже после 10...20 с механические свойства соединений резко снижаются и соединение становится неработоспособным.

Таблица 4. Оптимальные режимы сварки трением титана со сталью

Свариваемые металлы	Материал прослойки	Частота вращения, с ⁻¹	Усилие сжатия, кН		Осадка, мм
			начальное	конечное	
BT1-0 — сталь 20	Медь	29	17	40	4...5
BT1-0 — 12X18H10T	Никобий-железо	27	12	37	5

В ИЭС им. Е. О. Патона проведены исследования процесса инерционной сварки трением со сталью [19]. Основным отличием инерционной сварки от обычной является осуществление нагрева места сварки при спадающей скорости вращения шпинделя, что предопределяет технологические особенности этого процесса. При формировании соединения температура в стыке не превышает температуру плавления основного металла. Соединение образуется в твердой фазе, в зоне стыка происходит развитие диффузионных процессов и имеет место механическое перемешивание контактирующих объемов металла [20]. Образцы диаметром 14 мм из титана BT1-0 и сплавов BT6 (системы Ti-Al-V), BT16 (системы Ti-Mo-Al-V) сваривали со сталями 12X18H10T и 20 [19]. Сварку вели на воздухе или в аргоне, однако механические свойства соединений в обоих случаях идентичны, так как испытывали центральную часть соединения, которая не окислялась при сварке. Осадка в основном осуществлялась за счет пластической деформации титана. В табл. 4 приведены оптимальные режимы инерционной сварки трением титана со сталью, а в табл. 5 — прочностные характеристики сварных соединений.

Из табл. 5 следует, что наиболее высокое качество соединения достигается при использовании тонких прослоек, наносимых на сталь гальваническим способом. Аналогичная картина наблюдалась и при сварке титана BT1-0 со сталью марки 20 [7]. Очевидно, при достижении в стыке температуры, превышающей температуру образования эвтектики титан-медь (1143 К) или титан-никель (1228 К), в контакте появляется слой жидкой фазы, процесс образования и разрыва новых связей прекращается, температура в стыке устанавливается на уровне температуры эвтектики. Жидкий слой выдавливается при осадке, а интерметаллиды не успевают образоваться за время охлаждения сварного соединения [18]. Следует отметить, что образование эвтектики происходит и при сварке без прослойки титана с железом (сталью 12X18H10T), однако механические свойства сварных соединений значительно ниже (табл. 4). В этом случае в соединении присутствуют остатки металла эвтектического состава, которые и являются причиной хрупкого разрушения соединения при $\sigma_b = 300...440$ МПа. При сварке через ниобиевые прокладки в зонах перемешивания стали с ниобием обнаруживаются микротрещины, возникшие на стадии охлаждения из-за значительного различия

Таблица 5. Результаты механических испытаний сварных соединений титана BT1-0 со сталью 12X18H10T

Материал прослойки	Толщина прослойки, мм		σ_b , МПа	Место разрушения
	до сварки	после сварки		
Ниобий	4...6	3...4	340...360	Стык
Железо	3...5	1...2	300...410	»»
Никель	0,01	—	480...520	Основной металл
Медь	0,01	—	480...520	То же
Ниобий-железо	4...8	2...5	460...520	»

в коэффициентах линейного расширения ниобия и стали. Прочность такого соединения составляет 340...360 МПа и разрушение при испытании образцов происходит в зоне стыка.

Наиболее перспективными при сварке трением титана со сталью являются двойные прослойки: ниобий со стороны титана и железо со стороны стали 12X18H10T, имеющие средние значения коэффициентов линейного расширения по сравнению с основными металлами [19].

К сварке со среднеинтенсивным силовым воздействием следует отнести и клинопрессовую сварку [21]. При этом способе сварка стали 12X18H10T с титаном выполняется через прослойку из алюминия или меди толщиной 0,1...0,2 мм. Конец стальной заготовки затачивается на конус (15...20°), а в титановой выполняется гнездо аналогичной формы. Сварка выполняется в аргоне с нагревом заготовок до 673...723 К при использовании алюминиевой прослойки или до 1023...1123 К при использовании медной прослойки. Биметаллические переходники, изготовленные по этой технологии, имеют прочность сварного соединения выше прочности стальной части, что обусловлено развитой площадью контакта.

В работах [22–24] обоснована возможность непосредственного (без промежуточных прослоек) соединения титана со сталью за счет осуществления процесса диффузионной сварки в области относительно низких температур и высоких сварочных давлений. Для практической реализации была спроектирована и изготовлена вакуумная сварочная установка с радиационным нагревом и пневмогидравлическим способом передачи давления. Максимальное усилие сжатия свариваемых деталей 500 кН; максимальная температура нагрева 1373 К, рабочий вакуум — $133 \cdot 10^{-4}$ Па.

В работах [23, 24] показано, что при выборе рациональных режимов сварки необходимо учитывать некоторые особенности кинетики процессов, протекающих в зоне контакта титана со сталью. В начальный момент наибольшая скорость у процессов динамического возврата или рекристаллизации. После формирования физического контакта на них накладываются процессы атомной гетеродиффузии и лишь после некоторого латентного периода начинается реактивная диффузия. Длительность латентного периода так же, как скорость атомной гетеродиффузии и процессов динамического возврата, зависит от температуры. Величина температурного коэффициента наибольшая для латентного периода и наименьшая для процессов возврата и рекристаллизации. Поэтому за счет снижения температур сварки до 923 К удалось добиться того, что за оптимальное время сварки реактивная диффузия не имеет места, атомная гетеродиффузия только начинается, а наиболее опасные дефекты залечены. Было показано, что на кинетику рассматриваемых процессов оказывает влияние и скорость деформации при сварке. Так, увеличение скорости деформации при использовании схемы со «свободным деформированием» [25] существенно ускоряет процессы динамичес-

кого возврата и атомную гетеродиффузию и, в меньшей мере, реактивную диффузию.

В результате проведенных исследований были получены оптимальные режимы непосредственной сварки титана со сталями 20X13 и 12X18H10T. Сварные соединения равнопрочны менее прочному металлу — титану. По разработанной технологии были изготовлены переходники, которые использовались при производстве теплоэлектронагревателей (тэнов) с титановой оболочкой для подогрева морской воды. Они прошли полный комплекс испытаний и показали высокую надежность в работе.

Сварка прокаткой титана со сталью может осуществляться как на вакуумных, так и на обычных станах. Малая мощность вакуумных прокатных станов не всегда позволяет сваривать (плакировать) крупногабаритные заготовки. При сварке в обычных прокатных станах для защиты металлов от окисления и насыщения азотом и водородом свариваемые листы помещают внутрь герметичного пакета, который продувают инертным газом или вакуумируют во время нагрева. Для связывания кислорода и азота в пакет иногда закладывают пиррофорные материалы. Согласно данным, приведенным в работе [4], сопротивление срезу соединений из стали толщиной 9 мм и титана 3 мм (полученных прокаткой при температуре 1273 К в вакууме $10^{-2} \dots 10^{-3}$ Па) возрастает от 30 до 220 МПа при увеличении деформации от 8 до 30 % за один проход. Полосы, прокатанные в низком вакууме ($\approx 1,5$ МПа), имели невысокую прочность и разрушались при вырезке образцов для испытаний.

Сравнение результатов вакуумной прокатки титана ВТ1-1 с армо-железом и сталями марок Ст3, 5, 45, 09Г2С и 12X18H10T обнаруживает отрицательное влияние углерода на прочность соединения. Так, увеличение углерода с 0,028 до 0,45 % при прочих равных условиях снижает предел прочности при испытании на растяжение с 260 до 140 МПа. Очевидно, углерод, диффундируя к поверхности соединения, образует карбид титана (причем TiFe и TiFe₂ в этом случае могут отсутствовать) и пассивирует поверхность титана. Образование металлических связей между свариваемыми поверхностями не происходит. Использование при сварке прокладки из чистого ванадия (содержание углерода не более 0,02 %) повышает прочность соединения и при испытании на отрыв разрушение происходит по слою титана. Если в качестве прокладки использовать недостаточно чистый ванадий (содержащий до 0,3 % С и 0,6 % Zr), то в зоне соединения могут образовываться карбиды ванадия, по которым и происходит разрушение соединения. Вероятность их образования возрастает с повышением содержания углерода в стали. Ширина слоя карбидов ванадия в зоне соединения возрастает в 1,5...2 раза при увеличении степени обжатия от 20 до 80 %. Высокие механические свойства ($\sigma_b = 570$ МПа; $a_n = 3,0$ кДж/м²) соединения титанового сплава ВТ6С со сталью 12X18H10Б обеспечивает сварка прокаткой через ниобиево-медную прослойку при

температуре 1223 К с суммарным обжатием за три прохода 45...50 %.

Следует отметить, что отжиг в течение 1 ч при 1073 К биметалла титан–сталь, полученного сваркой прокаткой без промежуточных прокладок, приводит к снижению предела прочности при испытании на растяжение до 160...180 МПа, а микротвердость участков титан–переходная зона–сталь составляет 2500...5000...1000 МПа. При этом в зоне соединения присутствуют TiFe и TiC. Аналогичная термообработка биметалла с прослойкой ниобий–медь не снижает и несколько увеличивает твердость участка в зоне соединения со стороны титана.

В работе [4] сообщается о возможности получения биметаллических лент толщиной 0,1...0,3 мм холодной прокаткой. Для качественной сварки необходимо: обжатие в первом проходе на 60...65 % после обезжиривания и зачистки щетками; уменьшение содержания газов в титане до 0,07 % кислорода; 0,008 % водорода; 0,044 % азота; равномерное обжатие обоих слоев (железо следует отжигать при 873...923 К).

Сварка с высокоинтенсивным силовым воздействием. Наиболее характерным способом сварки с высокоинтенсивным силовым воздействием является сварка взрывом [26–28 и др.]. Этот способ позволяет получать биметаллические заготовки и изделия практически неограниченных размеров из разнообразных металлов и сплавов, в том числе из титана и стали. Преимуществом этого способа сварки многие исследователи считали импульсный характер взаимодействия химически активного титана со сталью. На основании этого, особенно в первых работах, указывалось на невозможность появления хрупких прослоек в соединениях, полученных сваркой взрывом, так как предполагали, что характер взаимодействия титана со сталью не должен отличаться от холодной сварки. Позже было установлено, что химическое взаимодействие и даже расплавление при соударении со сталью является скорее правилом, чем исключением. Результаты экспериментальных исследований показали, что при сварке взрывом титана со сталью имеется узкий диапазон параметров режима, при которых возможно образование прочного соединения. Выявлены соединения трех типов, получаемые при различных значениях основных параметров процесса [28].

Первый тип характеризуется образованием прямой или «синусоидальной границы» соединения без участков с кристаллизационной структурой. Этот тип характерен для мягких режимов сварки. Наиболее распространен второй тип соединений с ярко выраженным волнообразованием и наличием вихревых волн. В этих зонах обычно наблюдаются участки закристаллизовавшегося расплава с дендритной структурой и усадочными трещинами, несплошностями и пустотами. В вихревых зонах происходит перемешивание свариваемых металлов. При форсированных режимах (третий тип) зоны расплава расширяются до образования непрерывного слоя вдоль границы контактирования. Таким образом, с одной стороны, необходимо обеспечить

достаточные скорости соударения и давления для удаления поверхностного слоя и активации поверхностей стали и титана, с другой — режимы сварки должны быть достаточно мягкими, чтобы получить первый тип соединения (без значительных расплавов).

Возможно получение биметалла сталь–титан сваркой взрывом без переходных диффузионных зон и дефектов с прочностью соединения при испытании на статическое растяжение 350...500 МПа. При оптимальной скорости детонации взрывчатого вещества (ВВ), равной 1850 м/с, и сварочном зазоре 3...4 мм получено соединение листов из титана ВТ1-0 толщиной 2 мм и стали Ст3 толщиной 10 мм, имеющие прочность около 550 МПа [26]. Граница соединения при этом была синусоидальной формы без литых участков. В этой же работе отмечается, что в случае сварки по угловой схеме граница имеет искаженную волнообразную форму с литыми участками, которые содержат пустоты и загрязнения. Кроме того, в зоне соединения со стороны титана видны локальные литые участки с более высокой твердостью, что, по-видимому, является причиной понижения прочности соединения до 320 МПа.

К выводу о необходимости уменьшения скорости движения точки контакта приходят в работе [27]. В соединениях титана со сталью, полученных по угловой схеме, также наблюдались литые участки включений, имеющих твердость HV 8000...9200 МПа. Микроспектральный анализ показал, что состав литых участков соответствует составу соединения $TiFe_2$. Соединения с литыми включениями на вершинах волн имеют прочность на отрыв 330...390 МПа. В то же время образцы с волнообразной формой зоны соединения, но без литых включений показали прочность на отрыв 40...100 МПа при полном отсутствии видимых интерметаллидов. Таким образом, прямой зависимости между количеством интерметаллидов и прочностью соединения в этой работе не установлено.

Влияние скорости и энергии соударения пластины на прочность соединения исследовалось в работе [26]. При увеличении скорости соударения сверх оптимального значения появляется хрупкая «белая фаза» (эвтектика $TiFe_2$), увеличиваются параметры волн, при дальнейшем ее росте площадь участков «белой фазы» увеличивается, в них возникают пустоты и трещины. Фактором, влияющим на появление «белой фазы», является не скорость пластины, а энергия, накопленная в ней перед соударением [29]. При одинаковой скорости соударения и толщине листа из титана 2 и 6 мм (т. е. разной энергии) толщина хрупкого слоя отличается в 1,5...2 раза. Состав и структура «белой фазы» не зависят от параметров соударения. Микротвердость в пределах каждого включения не изменяется и составляет 8800...9400 МПа. Проведенные экспериментальные исследования показали, что при распространении фронта детонации со скоростью 1800 м/с хрупкая прослойка в соединении появляется при скоростях соударения, больших 800 м/с [26]. При скорости соударения 1500 м/с относительная площадь интерметаллид-

ных включений составляет 50 %, что в значительной мере сказывается на прочностных характеристиках соединений титана ВТ1-0 со сталью Ст3 ($\sigma_B = 280$ МПа). В работе [27] описано получение аналогичного соединения с высокой прочностью ($\sigma_B = 550$ МПа) при скорости соударения порядка 550 м/с.

В работах [29–31] на основании исследований соединений стали с титаном и циркония со сталью 08Х18Н10Т (образующего аналогичные интерметаллидные соединения) делается более конкретный вывод о допустимых значениях энергии соударения, не влияющих на прочность соединений. Критическое значение удельной кинетической энергии соударений для пары сталь–титан составляет 1500 кДж/м², которому соответствует скорость соударения около 320 м/с [32].

Таким образом, для сварки взрывом титана со сталью оптимальной можно считать скорость соударения 300...500 м/с в зависимости от толщины метаемого элемента (с тем, чтобы удельная кинетическая энергия соударения не превышала своего критического значения) [33].

На свойства биметалла титан–сталь, полученного сваркой взрывом, существенное влияние оказывает последующая термообработка [28]. При температурах нагрева от 373 до 873 К прочность на отрыв соединения титана ВТ1-0 со сталями Ст3 и 12Х18Н10Т практически не изменяется по сравнению с его прочностью после сварки взрывом. При температуре нагрева от 873 до 1273 К прочность биметаллического соединения резко снижается до 10...40 МПа. Исследования сварного соединения показали повышенную твердость (HV 3000 МПа) титана на глубине до 0,1...0,3 мм и стали на глубине до 0,1 мм, что свидетельствует о наклепе металлов в зоне соединения. Отпуск при температуре 573 К в течение 1 ч снижает твердость до HV 2500...2000 МПа, однако характер микроструктуры зоны соединения при этом существенно не меняется. Нагрев до температуры 1123 К с выдержкой в течение 1 ч приводит к появлению в зоне соединения титан–сталь светлой прослойки повышенной твердости (HV 3700...4200 МПа), с повышением температуры отжига толщина прослойки увеличивается.

Исследования, проведенные разными авторами, дают основание считать, что соединения, полученные сваркой взрывом титана со сталью (без промежуточных прослоек), хотя и разрушаются в стороне от зоны стыка по основному металлу при испытании на статическое растяжение, но могут надежно работать только при температурах не более 773 К. В зависимости от назначения сварных узлов при сварке взрывом возможно применение одной или двух прослоек. Одинарные прослойки изготавливают из серебра, никеля, меди, ванадия, ниобия, железа и сплавов железа с тугоплавкими металлами. С целью снижения вероятности образования хрупких соединений на границе раздела рекомендуется слой железа выбирать с содержанием углерода не более 0,02 % [7]. Наиболее часто при сварке взрывом используют два промежуточных слоя — из ниобия и меди. Ниобий,

медь или медные сплавы применяют в виде готовой композиционной прослойки, полученной прокаткой. Закономерность изменения механических свойств композиционного материала титановый сплав ОТ4–ниобий–медный сплав–сталь 12Х18Н10Т в зависимости от толщины прослойки из медного сплава исследована в работе [34]. Результаты испытаний показали, что с уменьшением толщины этого слоя прочность соединения возрастает и достигает максимального значения при толщине слоя меди менее 0,1 мм. Нагрев полученного сварного соединения до 1073 К не изменяет характера разрушения, но снижает прочность, так как полностью снимает упрочнение металлов, которое возникает в результате взрывного нагружения при сварке.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработан способ сварки с высокоинтенсивным силовым воздействием [35]. Суть этого способа заключается в том, что на свариваемые поверхности, предварительно локально нагретые до температуры более $0,5T_{пл}$, передается одиночный импульс силы ударником, движущимся со скоростью от 1 до 30 м/с. Происходит соударение нагретых поверхностей в вакууме, их локальная деформация и образование сварного соединения за сотые и даже тысячные доли секунды. Это способствует созданию благоприятных условий для соединения разнородных металлов и снижает вероятность образования интерметаллидов. В литературе этот способ сварки описывается как ударная сварка в вакууме [36–38 и др.].

Основными технологическими параметрами ударной сварки в вакууме являются температура и энергия удара, обеспечивающая необходимую высокоскоростную деформацию приконтактных объемов свариваемых металлов. Нагрев свариваемых заготовок до температуры сварки $T_{св}$ осуществляется со скоростью около 20 К/с, чтобы обеспечить локальный нагрев в зоне контакта. Время изотермической выдержки выбирается с учетом равномерного прогрева свариваемых металлов по глубине в зоне контакта и из условия очистки металлов от оксидов и загрязнений. Время охлаждения зависит от режимов сварки, размеров изделий и принятой технологии. Исследование различных схем ударного механизма (пороховые копры, линейные двигатели и др.) показало, что наиболее технологичен вариант ударника в виде свободно или с принудительным ускорением падающего груза. Ударная сварка в вакууме успешно применяется для изготовления трубчатых переходников из разнородных материалов. Работоспособность трубчатого титано-стального переходника может обеспечить соединение двух труб, нагретых с помощью круговойковки при создании местного вакуума в стыке за счет специальной муфты [39]. При этом муфта проковывается вместе со свариваемыми кромками труб из титана и стали. С помощью микронзонда установлено, что в диффузионной переходной зоне толщиной до 8 мкм присутствуют интерметаллидные соединения TiFe, TiFe₂, Ti₂Ni, TiNi, TiCr₂. Титан слабо проникает в сталь через диффузионную зону, а железо, хром и никель диффундируют в титан на значительную глубину.

Аналогом рассмотренного способа может служить кузнечная сварка с той разницей, что в случае ударной сварки предварительно нагревают металл до $T_{\text{св}}$ только в зоне контакта. Кузнечная сварка имеет два существенных недостатка: значительная ширина слоя интерметаллидов приводит к формированию дефектов в стыке; для получения готового трубчатого переходника необходима механическая обработка для удаления стальной муфты после прокатки.

1. Диффузионная сварка титана / Э. С. Каракозов, Л. М. Орлова, В. В. Пешков, В. И. Григорьевский. — М.: Металлургия, 1977. — 272 с.
2. Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка материалов. — М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.
3. Гарухина К. Е., Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка в вакууме разнородных металлов. — Л.: Изд-во ЛДНТП, 1964. — 24 с.
4. Биметаллические соединения / К. Е. Чарухина, С. А. Голованенко, В. А. Мастеров, Н. Ф. Казаков. — М.: Металлургия, 1970. — 278 с.
5. Гуревич С. М., Харченко Г. К. Диффузионная сварка сплавов титана с нержавеющей сталью // Авиац. промышленность. — 1967. — № 10. — С. 85–88.
6. Харченко Г. К. Вопросы диффузионной сварки разнородных металлов // Автомат. сварка. — 1969. — № 4. — С. 29–32.
7. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / Под ред. В. Н. Замкова. 2-е изд., доп. и перераб. — Киев: Наук. думка, 1986. — 240 с.
8. Харченко Г. К. Эвтектическое соединение титана со сталью // Автомат. сварка. — 1965. — № 11. — С. 78.
9. Харченко Г. К., Гордонная А. А. Диффузионная сварка титана со сталью через прослойку ванадия // Там же. — 1966. — № 6. — С. 74–75.
10. Диаграмма состояния ванадий–медь / Е. М. Савицкий, В. Б. Барон, У. К. Дуйсемалиев и др. // Вестн. АН Казах. ССР. — 1964. — № 7. — С. 37–44.
11. Бакиш О. А., Шрон Р. З. К вопросу об оценке прочности сварных соединений с мягкой прослойкой // Свароч. пр-во. — 1962. — № 9. — С. 11–14.
12. Бакиш О. А., Шатов А. А. О напряженном состоянии и деформации твердого материала в сварных соединениях с твердой и мягкой прослойками // Там же. — 1966. — № 5. — С. 7–10.
13. Бакиш О. А., Шрон Р. З. О расчетной оценке прочности сварных соединений с мягкой прослойкой // Там же. — 1971. — № 3. — С. 3–5.
14. Харченко Г. К., Игнатенко А. И. Прочность соединений с тонкой мягкой прослойкой // Автомат. сварка. — 1968. — № 5. — С. 31–33.
15. Кочергин А. К., Шестаков А. И., Харченко Г. К. Сварка давлением уплотненных поверхностей арматуры. — Л.: ЛДНТП, 1972. — 16 с.
16. Сахацкий Г. П. Технология сварки металлов в холодном состоянии. — Киев: Наук. думка, 1979. — 295 с.
17. Аайбиндер С. Б. Холодная сварка металлов. — Рига: Изд-во АН Латв. ССР, 1957. — 162 с.
18. Харченко Г. К., Гурский П. И., Гордонная А. А. Холодная сварка титана со сталью // Автомат. сварка. — 1965. — № 9. — С. 39–41.
19. Харченко Г. К., Продан С. К. Инерционная сварка трением титана со сталью // Там же. — 1983. — № 4. — С. 70.
20. Исследование с помощью радиоактивных изотопов строения переходного слоя при сварке трением / А. Г. Селезнев, А. И. Христофоров, М. В. Можаров, Г. Н. Бугаев // Там же. — 1970. — № 1. — С. 21–24.
21. Колесниченко В. А., Шнырев Г. Д., Алехин В. П. Клинопрессовая сварка разнородных металлов, резко отличающихся и близких по твердости // Лекции по сварке разнородных и разноименных металлов. — М.: МДНТП. — Ч. 1. — 1973. — С. 68–71.
22. Киреев Л. С. Сварка давлением в вакууме технического титана со сталями 2Х13 и 12Х18Н10Т // Автомат. сварка. — 1985. — № 3. — С. 56–57.
23. Причины снижения прочности сварных соединений титана со сталью / Л. Н. Ларинов, М. Н. Белякова, А. А. Библикин, В. Н. Вашков, Л. С. Киреев // Там же. — 1984. — № 4. — С. 17–19.
24. Диффузионные процессы при сварке давлением в вакууме титана с нержавеющей сталью / В. Н. Замков, Л. Н. Ларинов, М. Н. Белякова, Л. С. Киреев // Там же. — 1986. — № 3. — С. 21–23.
25. Особенности деформации и напряженного состояния в соединениях разнородных металлов при диффузионной сварке / Л. Н. Ларинов, М. Н. Белякова, Л. С. Киреев и др. // Там же. — 1982. — № 12. — С. 13–17.
26. Седых В. С., Казак Н. Н. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. — М.: Машиностроение, 1971. — 71 с.
27. Карпенер С. Сварка металлов взрывом. — Минск: Беларусь, 1976. — 42 с.
28. Кудинов В. М., Коротеев А. Я. Сварка взрывом в металлургии. — М.: Металлургия, 1978. — 168 с.
29. Лысак В. И., Седых В. С., Трыков Ю. П. Влияние массы свариваемых взрывом элементов на структуру и свойства получаемых соединений // Свароч. пр-во. — 1981. — № 6. — С. 15–17.
30. Лысак В. И., Седых В. С., Трыков Ю. П. Закономерность формирования соединения при сварке взрывом слоистых композиционных материалов // Там же. — 1983. — № 3. — С. 4–6.
31. Трыков Ю. П., Шморгул В. Г., Епишин Е. Ю. Структура и свойства сваренного взрывом биметалла титан–сталь после горячей прокатки // Изв. вузов. Черн. металлург. — 2001. — № 7. — С. 67.
32. Лысак В. И., Седых В. С., Трыков Ю. П. Определение критических границ процессов сварки взрывом // Свароч. пр-во. — 1984. — № 5. — С. 6–8.
33. Конон Ю. А., Первухин Л. Б., Чудновский А. Д. Сварка взрывом. — М.: Машиностроение, 1987. — 216 с.
34. Белоусов В. П., Седых В. С., Трыков Ю. П. Механические свойства титано-стальных соединений с промежуточными слоями, сваренных взрывом // Свароч. пр-во. — 1971. — № 9. — С. 19–21.
35. А. с. 404588 СССР, МКИ В 23 К 19/00. Способ сварки давлением / Г. К. Харченко, А. И. Игнатенко. — Оpubл. 1974, Бюл. № 44.
36. Гуревич С. М., Харченко Г. К., Игнатенко А. И. Ударная сварка в вакууме — новый способ соединения материалов в твердом состоянии // Докл. 4 Всесоюз. семинара по сварке тугоплавких металлов и сплавов. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, 1974. — С. 40–41.
37. Интенсификация процесса сварки давлением / С. М. Гуревич, Г. К. Харченко, А. И. Игнатенко и др. // Тез. 8 науч.-техн. конф. по диффузионному соединению металлических и неметаллических материалов. — М.: ПНИЛДСВ, 1977. — С. 17.
38. Гуревич С. М., Харченко Г. К., Игнатенко А. И. Новый способ сварки давлением разнородных материалов // Материалы 8 Всесоюз. совещания по сварке разнородных, композиционных и многослойных материалов. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, 1983. — С. 35–37.
39. Pat. 1450315, France. Volta G., Perona G. De soudure par martelage. — Оpubл. 19.10.65.

The paper deals with the processes of welding titanium to steel without melting with different intensity of the impact, namely diffusion welding, cold welding, inertia friction welding, wedge-pressure welding, pressure welding in vacuum, explosion welding, percussion welding in vacuum and magnetic pulse welding. Methods to produce sound welded joints are indicated.

Поступила в редакцию 07.11.2001

ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА В ВАКУУМЕ ХРОМА С МЕДЬЮ

Г. К. ХАРЧЕНКО, д-р техн. наук, **Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО**, канд. техн. наук, **О. А. НОВОМЛИНЕЦ**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. Ф. ГОРБАНЬ канд. техн. наук (Ин-т проблем материаловедения им. И.М. Францевича НАН Украины)

Разработана технология диффузионной сварки в вакууме (ДСВ) хрома с медью применительно к изготовлению биметаллических катодов, используемых для создания износостойких слоев трения и декоративных покрытий. Установлено, что в процессе ДСВ в зоне контакта происходит напыление меди на хром. Изучен механизм деформации промежуточной перфорированной медной прослойки. Показана перспективность применения такой прослойки при ДСВ хрома с медью.

Ключевые слова: диффузионная сварка в вакууме, хром, медь, перфорированная прослойка, деформация

Разработка технологии сварки хрома с медью вызвана необходимостью применения в промышленности биметаллических катодов диаметром до 80 мм для распыления хрома в вакууме. Следует отметить, что данные о диффузионной сварке в вакууме (ДСВ) хрома с медью в литературе отсутствуют. Эти металлы значительно отличаются по физико-химическим и механическим свойствам, характеризуются незначительной взаимной растворимостью и, согласно диаграмме состояния, не образуют промежуточных соединений [1].

При ДСВ разнородных материалов для активации поверхностей свариваемых металлов и интенсификации диффузионных процессов используют промежуточные сплошные прослойки (СП) в виде покрытий, фольг, сеточных или порошковых материалов [2]. Существует также способ сварки, при котором для интенсификации процесса образования соединения и повышения прочностных характеристик металлокерамических соединений применяют перфорированные прослойки (ПП) из меди или чистого алюминия [3–6].

В настоящей работе изучено три варианта образования соединения при ДСВ хрома с медью: без прослойки (Cr–Cu); с СП из меди (Cr–СП–Cu); с ПП из меди (Cr–ПП–Cu).

Отработку режимов ДСВ, а также исследования особенностей деформации прослоек выполняли на образцах размером 2×10×10 мм из низколегированного сплава хрома ВХ-2К и меди марки М1. Перед сваркой контактирующие поверхности обезжиривали и зашабривали. Прослойки изготавливали из отожженной меди М1 толщиной 0,3 мм. Подготовка ПП состояла в нанесении на фольгу прямоугольной координатной сетки и высверливании отверстий. Коэффициент перфорации K_{Π} , составляющий 0,2, выбирали согласно рекомендациям работ [4–6]: $K_{\Pi} = \Sigma S_{\text{отв}} / S_{\text{св}}$ ($\Sigma S_{\text{отв}}$ – суммарная площадь отверстий, $S_{\text{св}}$ – площадь свариваемой поверхности).

С помощью оптического микроскопа «Neophot-32» на микрошлифах исследовали деформируе-

мость хрома, меди, СП и ПП, а также кинетику заполнения отверстий в процессе изменения толщины ПП при осадке.

Установлено, что при сварке на оптимальных режимах степень деформации СП на 30 % меньше, чем ПП.

В работах [4–6] показано, что деформирование промежуточных тонких прослоек по схеме давление–сдвиг реализуется не на СП, а на ПП. В отличие от СП скорость пластической деформации ПП в 15...30 раз выше, а размеры сдвиговых деформаций в приконтактных объемах в десятки раз больше. Это дает основание утверждать, что при ДСВ с применением ПП в структуре приконтактных объемов соединяемых материалов возникают области высокой концентрации дефектов (вакансий, дислокаций), фиксируются аномально высокие скорости массопереноса, возрастает скорость химических реакций, что в итоге активизирует физико-химические процессы взаимодействия между соединяемыми материалами [4].

Исследования деформируемости медной ПП и кинетики заполнения отверстий показали, что в нашем случае механизм деформации ПП отличается от механизма деформации ПП, показанном в работах [4–6], где ПП использовали между двумя твердыми материалами, а толщина мягкой ПП уменьшается настолько, что материал прослойки полностью заполняет отверстия в ней. В нашем случае отверстия в ПП заполняются не только материалом самой прослойки, но и материалом медной заготовки (рис. 1).

Установлено, что при сварке образцов указанных размеров при $K_{\Pi} = 0,2$ большая часть объема отверстия заполняется материалом прослойки, т. е. фиксируется интенсивная сдвиговая деформация приконтактных объемов соединяемых металлов, что обуславливает образование качественного сварного соединения хрома с медью (рис. 2).

Известно, что в герметичном зоре, разделяющем до сварки соединяемые поверхности, при нагреве образуется разрежение вследствие растворения газов воздуха в металле [7,8]. В работе [7] установлен факт сублимации никеля и его последующего осаждения. Можно предположить, что

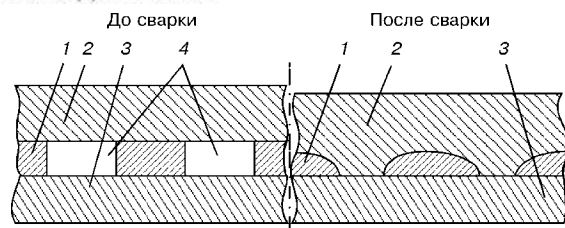


Рис. 1. Схема заполнения отверстий в ПП: 1 — медная ПП; 2 — медь; 3 — хром; 4 — местоположение отверстий в ПП

в случае ДСВ хрома с медью с использованием промежуточной медной ПП в герметичных зазорах (местах расположения отверстий в прослойке) возможен процесс сублимации меди или хрома с последующим их осаждением. Такое покрытие позволяет интенсифицировать образование зоны объемного взаимодействия при ДСВ металлов [2].

Отметим, что заметное испарение меди в вакууме 1,33 Па начинается при температуре 946 °С, хрома — при температуре более 1100 °С [9, 10]. Межслойный зазор деталей, соединяемых посредством сварки в твердой фазе, которые перед нагревом предварительно сжимают на воздухе, можно рассматривать как сумму герметичных микрообъемов, заполненных воздухом. В период нагрева в этих микрообъемах происходят самоочистка поверхности от оксидов, образование вакуума и сублимация металла [8].

Для изучения процессов, происходящих в замкнутых герметичных микрообъемах в стыке при ДСВ хрома с медью, были проведены следующие эксперименты. Сваривали пластины из хрома и меди, между которыми находилось медное кольцо, обеспечивающее в соединении зазор между хромовой и медной пластинами. После сварки ($T = 950$ °С, $P = 8$ МПа, $t = 20$ мин) образцы разрезали и изучали поверхность хрома. Визуальное исследование и анализ поверхности хрома на растровом электронном микроскопе типа JSM-840 показали, что на хrome имеется напыленный слой меди.

На основе анализа полученных результатов и с учетом данных работ [7–10] можно предположить, что процесс ДСВ хрома с медью происходит в три этапа: автовакуумирование герметичных зазоров в стыке; напыление меди на хром; сварка меди с хромом через напыленный слой меди.

Испытывали на срез медную часть сварного соединения, а также оценивали теплопроводность биметаллического соединения*. Определено, что в случае сварки с применением ПП усилие среза несколько выше (до 15 %), чем при сварке без прослойки, а теплопроводность соединения составляет 60 % теплопроводности меди.

*Работа выполнена канд. техн. наук Б. М. Рассмахиним (НТУУ «Киев. политех. ин-т»).

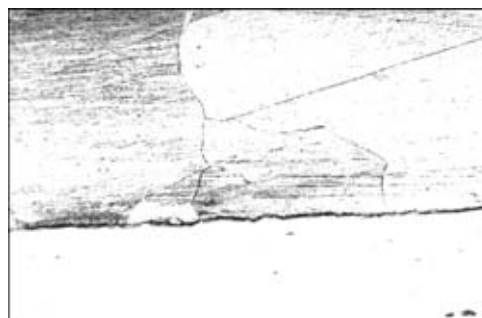


Рис. 2. Микроструктура (X100, уменьш. 2/3) соединения хром-медь с использованием перфорированной медной прослойки

После отработки оптимальных режимов сварки на модельных образцах эти режимы и коэффициент перфорации были откорректированы применительно к реальным размерам биметаллических узлов (диаметром до 80 мм и высотой до 65 мм). Применение медной ПП и специальной оснастки позволило локализовать пластическую деформацию меди в стыке и получить качественное сварное соединение со степенью деформации медной части катода не более 5 %.

Выводы

1. Установлено, что в процессе ДСВ в зоне контакта происходит напыление меди на хром.

2. Применение медной ПП при ДСВ меди с хромом обуславливает интенсификацию сдвиговых деформаций приконтактных объемов соединяемых металлов.

1. Барабаш О. М., Коваль Ю. Н. Структура и свойства металлов и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 590 с.
2. Люшинский А. В. Критерии выбора промежуточных слоев при диффузионной сварке в вакууме разнородных материалов // Свароч. пр-во. — 2001. — № 5. — С. 40–43.
3. А. с. 1463415 СССР, МПК В 23 К 20/16. Способ сварки давлением с подогревом / Я. В. Лямин, Э. С. Каракозов, Р. А. Мусин. — Оpubл. 30.01.89, Бюл. № 4.
4. Применение перфорированных прокладок при диффузионной сварке / Р. А. Мусин, Я. В. Лямин // Свароч. пр-во. — 1991. — № 2. — С. 2–4.
5. Лямин Я. В. Разработка методов интенсификации процесса диффузионной сварки и повышение прочности металлокремических соединений: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Пермь, 1998. — 19 с.
6. Лямин Я. В., Мусин Р. А. Деформируемость перфорированных прокладок при диффузионной сварке // Свароч. пр-во. — 1994. — № 6. — С. 24–26.
7. Сублимация никеля в замкнутом пространстве при нагреве / Е. В. Ткаченко, Б. И. Медовар, Г. А. Бойко и др. // Пробл. спецэлектрометаллургии. — 1986. — № 2. — С. 17–18.
8. Самоочистка от оксидов стыкуемых поверхностей при сварке в твердой фазе с нагревом (Аналитический обзор) / С. И. Кучук-Яценко, Г. К. Харченко, Ю. В. Фальченко, С. Г. Григоренко // Автомат. сварка. — 1998. — № 2. — С. 16–24.
9. Салли А., Брендз Э. Хром. — М.: Металлургиздат, 1971. — 360 с.
10. Кабанов Н. С., Слепак Э. III. Технология стыковой контактной сварки. — М.: Машиностроение, 1970. — 264 с.

Technology of diffusion vacuum welding (DVW) of chromium with copper for manufacture bimetal cathodes used for the creation of wear-resistant layers of friction and decorating coatings has been developed. It was established that deposition of copper on chromium is occurred in the zone of contact during DVW. Mechanism of deformation of intermediate perforated copper interlayer is studied. The prospects of use of this interlayer in chromium-copper diffusion welding is shown.

Поступила в редакцию 23.11.2001,
в окончательном варианте 22.06.2002

ПРОЦЕССЫ МАССОПЕРЕНОСА В УСЛОВИЯХ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Л. И. МАРКАШОВА, д-р техн. наук, В. В. АРСЕНЮК, канд. техн. наук, чл.-кор. НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО,
Е. Н. БЕРДНИКОВА, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены закономерности основных физико-химических процессов (пластической деформации, массопереноса, фазообразования), сопутствующих формированию соединений разнородных материалов (меди, титана, алюминия и их сплавов, а также сталей различного класса), отличающихся ограниченной взаимной растворимостью в условиях сварки давлением для широкого ($1 \cdot 10^{-4} \dots 1 \cdot 10^3$) с^{-1} диапазона скоростей внешнего нагружения.

Ключевые слова: скорость деформации, пластическая деформация, напряжения, сегрегации, диффузия, дислокации, механизмы массопереноса, потоки масс, фазообразование

Область применения сварных соединений разнородных металлических материалов, значительная часть которых выполняется различными способами сварки давлением, весьма ограничена из-за снижения их механических и ряда других служебных характеристик. Последнее обычно связывают со склонностью такого типа соединений к образованию в процессе сварки хрупких фаз, формирующихся вдоль поверхности контакта [1, 2]. При этом к хрупким фазам, как правило, относят целый ряд образований — эвтектоидные, эвтектические смеси, метастабильные твердые растворы, интерметаллиды различной степени дисперсности и пр. [3]. Формирование фаз такого типа объясняется влиянием определенных термомеханических условий сварки, а кинетика и механизм этого процесса оцениваются как результат массопереноса, обусловленного непосредственно температурным воздействием [4, 5]. Однако в последнее время эффекты массопереноса в значительной степени связывают и с воздействием сварочной деформации, градиентами полей напряжений, возникающих по фронту действующих внешних сварочных напряжений [6]. К сожалению, сведения о взаимосвязи процессов фазообразования и массопереноса в условиях сварки давлением и особенно о влиянии характера пластической деформации как основного технологического параметра сварки на закономерности массопереноса в зоне сварки практически отсутствуют.

Исходя из этого для решения прикладных задач по получению высококачественных соединений представляется актуальной постановка более детальных экспериментальных исследований и осуществление анализа взаимосвязи факторов, укладываемых в причинно-следственную цепочку: пластическая деформация—массоперенос—фазообразование—служебные характеристики соединений.

Некоторые из полученных результатов исследования по указанным выше направлениям представлены в настоящей работе.

Методика эксперимента и материалы исследования. Работа выполнена на соединениях раз-

нородных металлов и их сплавов, отличающихся ограниченной взаимной растворимостью, таких, как титан ВТ1-0, медь М-0, М-1, технически чистый алюминий АД-1 и упрочненный алюминиевый сплав 1201, а также железо и стали различного класса.

Для исследований особенностей массопереноса и фазообразования в зоне контакта соединения разнородных металлов использованы комплекс взаимно дополняющих методов: оптической микроскопии, дающий общее представление о структуре; радиоактивных индикаторов, включающий послойное радиоавтографирование и измерение интегральной активности; аналитической растровой электронной микроскопии, позволяющий исследовать общий характер распределения конкретных химических элементов (при съемках в характеристическом излучении), а также элементный анализ в локальных участках зоны контакта (микроскоп СЭМ-515 фирмы «Филипс», Голландия). Кроме того, использованы методики прямого исследования тонкой структуры в сочетании с микродифракционным анализом состава фазовых образований при электронно-микроскопических исследованиях на просвет (электронный микроскоп JEM-200СХ фирмы «Джеол», Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ. При этом разработанный метод специального ионного утонения позволил подготовить достаточно обширные поля для исследований непосредственно в зоне контакта разнородных металлов.

Были также изучены особенности массопереноса и фазообразования при получении разнородных соединений в термомеханических условиях, аналогичных тем, которые использовали для выявления закономерностей пластической деформации.

Результаты исследований. Результаты исследований, полученные методами радиоактивных индикаторов в сочетании с методами аналитической растровой и микродифракционной электронной микроскопии показали следующее. В условиях низких скоростей сварочной деформации, характерных для режимов диффузионной сварки (ДСВ), по данным радиоактивных индикаторов, в зоне контакта наблюдалось значительное повышение скорости массопереноса, что подтверждалось изменением коэффициента диффузии атомов метал-

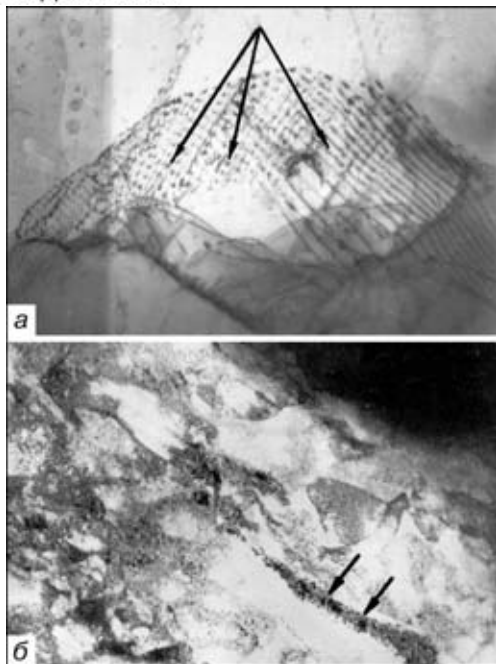


Рис. 1. Массоперенос и фазообразование при низкоскоростных способах деформации в условиях ДСВ: *а* — соединение титана с медью с дислокационным массопереносом в меди, $\times 30000$; *б* — то же в титане, $\times 20000$ (стрелками показаны сегрегационные и ультрадисперсные фазы в дислокационных системах скольжения меди вдоль суб- и межзеренных границ в титане)

ла. Эффективный коэффициент диффузии в этой зоне соизмерим с коэффициентами зернограницной и поверхностной диффузии. Однако по глубине δ зоны деформированного металла диффузионная подвижность резко снижалась и на расстоянии приблизительно 7...10 мкм от поверхности контакта свариваемых материалов уменьшалась в 150...200 раз, что достаточно подробно изложено в работе [7]. В ней доказано, что предварительные механические обработки контактирующих поверхностей перед сваркой способствуют увеличению интенсивности, а также расширению по глубине области активного массопереноса, что изначально обусловлено повышенной плотностью дефектов кристаллической решетки в механически шлифованных поверхностях и последующим активным перераспределением этих дефектов в термодинамических условиях сварки.

Более детальные параллельные исследования тонкой структуры зоны контакта позволили прояснить взаимосвязь процессов массопереноса и подвижности дефектов кристаллической решетки, что имеет место в структурах соединений меди с ти-

таном при ДСВ, а также стали Ст3 со сталью 12Х18Н10Т, выполненных сваркой прокаткой через прослойку никеля (рис. 1 и 2). На рис. 1 представлен процесс формирования сегрегаций и мелкодисперсных интерметаллидных фаз на отдельных дислокациях в системах скольжения в меди, а также суб- и межзеренных границ в титане в соединениях меди с титаном. Аналогично выглядит картина процесса фазообразования соединений сталей Ст3 + 12Х18Н10Т (рис. 2). Приведенная структура поперечных сечений зоны контакта свариваемых металлов иллюстрирует последовательность этапов формирования протяженных интерметаллидных фаз. Эти этапы включают образование сегрегационных скоплений различной плотности на отдельных дислокациях, появление дискретных островков формирующихся новых фаз и, наконец, последующее слияние островков фаз, сопровождающееся ростом протяженных интерметаллидов, направленных, как правило, вдоль суб- и межзеренных границ.

Выявлены также некоторые особенности массопереноса, характерные для высокоскоростных способов деформации в условиях ударной сварки в вакууме (УСВ), магнитно-импульсной сварки (МИС) и сварки взрывом (СВз).

Так, установлено, что с переходом к высокоскоростным способам деформации, исходя из структурных, концентрационных и фазовых изменений, кроме явного проявления роли дислокаций, в качестве основного канала массопереноса наблюдается и несколько иной характер этого процесса. Например, в соединении меди с алюминием в случае МИС при электронно-микроскопических исследованиях шлифов в различных режимах (во вторичных электронах, характеристическом излучении) непосредственно у поверхности сопряжения свариваемых металлов просматривается перемещение слоев металла в направлении действия внешних сварочных напряжений (рис. 3, *а*). Эти слои имеют вид обособленных, четко разграниченных микрообъемов. Некоторые из них по интенсивности отражения адекватны основному металлу, другие проявляются как области переходного контраста, что обусловлено изменением концентрационных соотношений элементов в перемещающихся слоях (рис. 4).

Кроме того, в зоне сварки при исследовании на просвет наблюдается перенос на значительное расстояние от поверхности раздела (на глубину до 200 мкм и более) отдельных частиц свариваемых

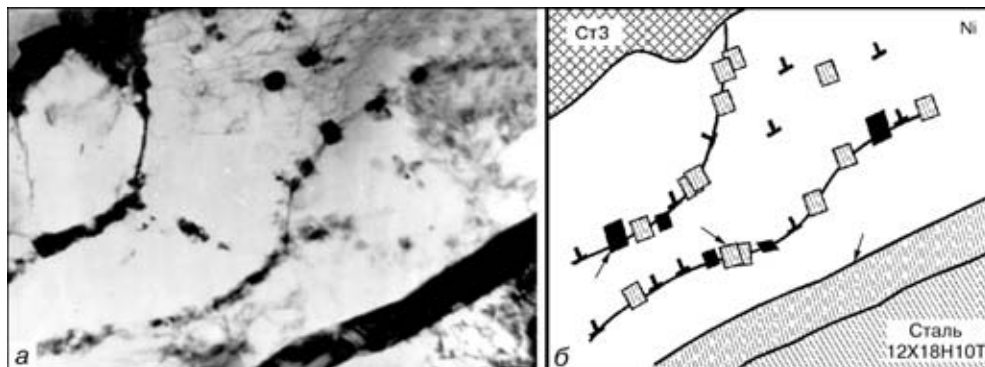


Рис. 2. Структура металла (*а*, $\times 37000$) и схема (*б*) соединения сталей Ст3 + 12Х18Н10Т через прослойку никеля, выполненного сваркой прокаткой (СПр) (стрелками показаны формирующиеся интерметаллидные дискретные фазы и прослойки)

металлов ультрадисперсных размеров (порядка нескольких десятков нанометров), а также образований кластерного типа. Причем обнаруживаются такие дисперсные частицы при особых режимах электронно-микроскопических исследований — в режиме темного поля и при достаточно больших (около $\times 200000$) увеличениях (рис. 3, б).

Более ярко выраженные процессы перемещения потоков масс свариваемых материалов наблюдаются при СВз, например, в соединениях титана с нержавеющей сталью (рис. 5).

Следующей отличительной особенностью массопереноса при высокоскоростных способах деформации (УСВ, СВз) является проявление эффекта отрыва от поверхности раздела и последующего направленного перемещения частиц более твердого (метаемого) металла сквозь массив смежного материала. Например, перемещение циркония в медь при УСВ (рис. 6) и железа в алюминий при СВз (рис. 7, а, б) достаточно часто наблюдалось при исследовании методами растровой электронной микроскопии. При этом движущиеся частицы имеют различный размер (до нескольких микрон) и перемещаются на разное расстояние от поверхности раздела. Направление их движения не имеет кристаллографической привязки, что характерно для ДСВ, а совпадает с направлением внешних действующих напряжений. Более детально показано движение таких частиц вдоль трещин-каналов на рис. 7, а, б. Глубина «дрейфа» оторвавшихся частиц, в частности циркония в меди при УСВ (рис. 6), составляет приблизительно 0,5 мкм. В условиях СВз, как это наблюдалось в многослойных соединениях железо+алюминий+медь [8, 9] это расстояние достигает приблизительно нескольких микрон (рис. 7, а,

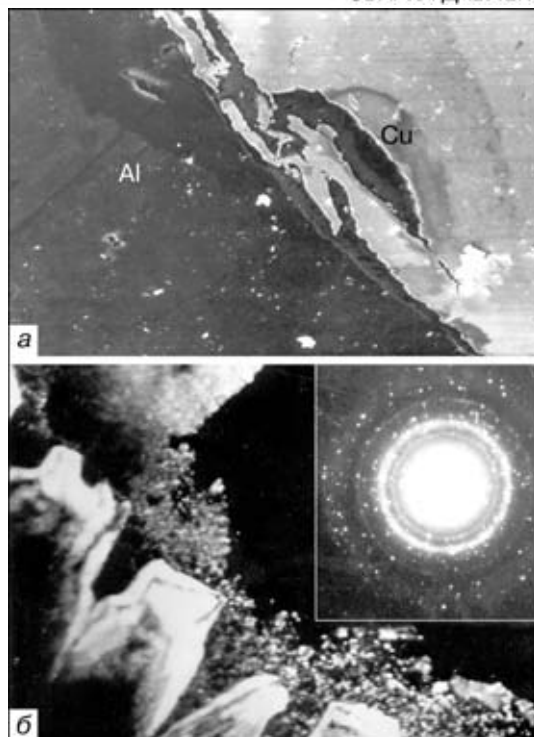


Рис. 3. Массоперенос разнородных соединений меди с алюминием в зоне контакта при МИС: а — механический перенос слоев вдоль поверхности раздела, $\times 450$; б — перенос дисперсных частиц меди в алюминий на расстоянии около 400 мкм от поверхности раздела, $\times 200000$

б). Причем каналы, вдоль которых проходит движение частиц, представляют собой либо захлопнутые полости, либо полости, частично заполненные движущимся потоком различных по размеру частиц. Во всех случаях металл в области каналов испытывает значительные упругопластические деформации, о чем свидетельствуют следы дефор-

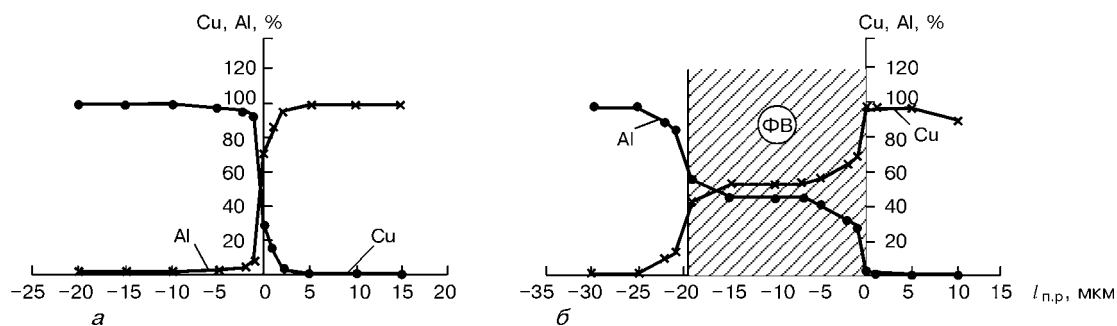


Рис. 4. Концентрационные изменения в зоне сварки в областях переменного контраста (а) и в участках фазовых выделений (ФВ) (б): $l_{н.р}$ — расстояние от поверхности раздела

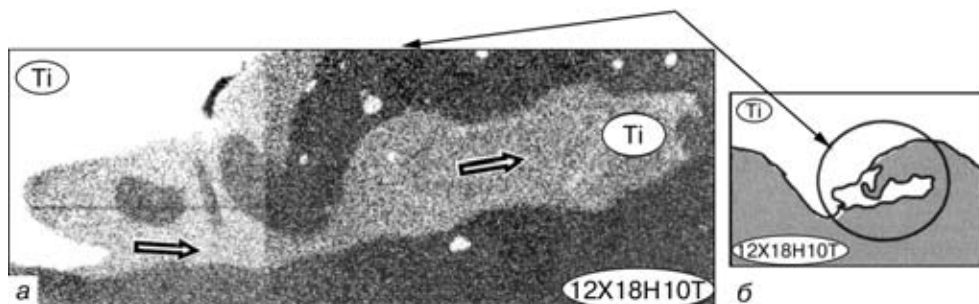


Рис. 5. Пример перемещения потоков масс при СВз: а — электронно-микроскопическое изображение ($\times 650$) потока титана в характеристическом излучении (серый цвет) во внутренние объемы нержавеющей стали (темный фон); б — схема процесса

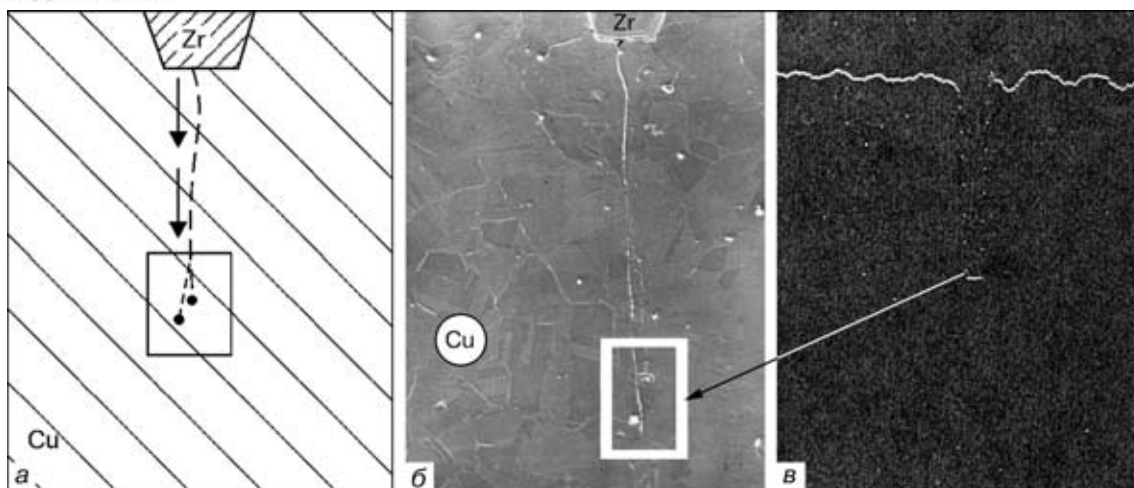


Рис. 6. Особенности массопереноса в условиях высокоскоростного способа деформации при УСВ в соединении медь+цирконий: *а*, *б* — соответственно схема и структурное изображение перемещения частиц циркония в медь; *в* — распределение циркония вдоль траектории движения частиц, $\times 200$

мации, фрагментации и релаксации. Так, характерный диффузный след обнаруживается в канале, вдоль которого происходит движение частиц химических элементов, т. е. стенки канала как бы «легируются» элементами движущейся частицы. Следует заметить, что отмеченные явления наблюдались при исследовании шлифов методами растровой электронной микроскопии.

При прямых исследованиях на просвет тонких фольг соединений, полученных СВЗ, перенос час-

тиц просматривается также достаточно ясно. Однако методика прямого наблюдения тонкой структуры позволила выявить, что перемещение частиц при высокоскоростных способах сварки связано с коллективными формами движения дефектов кристаллической решетки — полосами сдвига (рис. 7, *в*). Например, в соединении стали с алюминием наблюдали перемещение частиц железа размером приблизительно до 1 мкм на глубину около 100... 120 мкм от поверхности раздела, причем полосы сдвига (как и наблюдаемые в аналогичных условиях траектории движения частиц) не имели кристаллографической направленности [10–12].

Как видно из результатов экспериментов, в термомодеформационных условиях сварки давлением в зоне контакта свариваемых разнородных металлов наблюдаются разнообразные процессы массопереноса, протекающие по различным механизмам. Причем спектр этих механизмов существенно расширяется по мере увеличения скорости внешнего нагружения.

Приведем имеющиеся к настоящему времени литературные данные о закономерностях указанных процессов, выявленных в металлах при различных термомодеформационных условиях их обработки.

Так, основываясь на сравнении энергии образования и активации движения точечных дефектов, в работе [13] показано, что в металлах с ОЦК-и ГЦК-решетками в недеформированном либо слабodeформированном состоянии под действием высоких температур диффузия должна проходить преимущественно с участием точечных дефектов по вакантным узлам. При этом варьирование температуры, как отмечают также Меснер, Рейнольдс, Авербах и др., вызывает сравнительно большое изменение коэффициента диффузии [14, 15]. Экспериментально обнаружена зависимость коэффициента диффузии от линейных и двухмерных дефектов (дислокаций и границ зерен соответственно) [16–18]. При этом подчеркивается, что появление дефектов такого типа создает особо благоприятные условия для диффузии. Однако отмечается [19], что ускорение диффузии по гра-

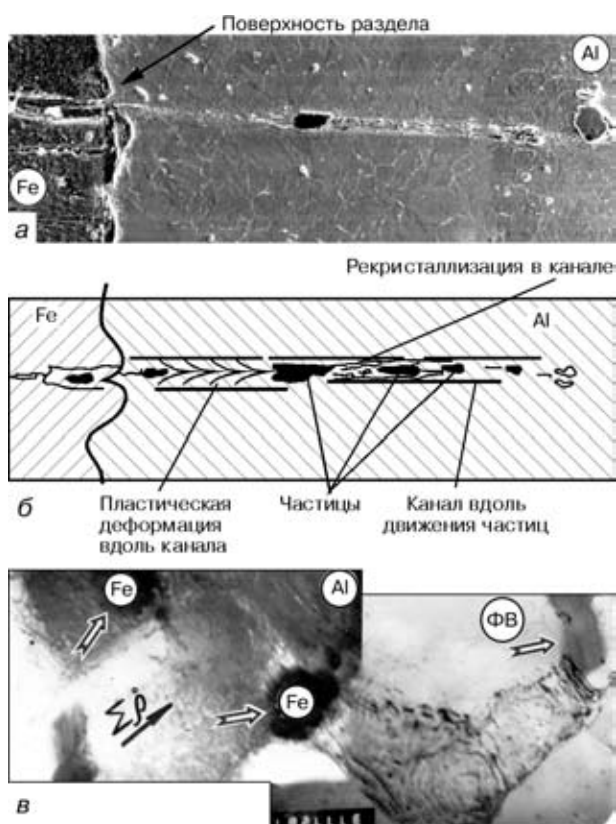


Рис. 7. Особенности массопереноса в условиях высокоскоростного способа деформации при СВЗ в соединении железо+алюминий: *а*, *б* — соответственно структурное изображение и схема перемещения частицы железа вдоль треков-каналов в массиве алюминия, $\times 200$; *в* — перенос частиц железа в алюминий (растровая электронная микроскопия), $\times 30000$

ницам зерен имеет место, когда отношение коэффициента диффузии по границам и в объеме зерна составляет $D_{\text{гp}}/D_{\text{об}} \geq 1 \cdot 10^5$, а также размеры зерен относительно невелики ($R \leq 1 \cdot 10^{-3}$ см). Кроме того, Ваззан и Дорн [20], а также Меснер, Рейнольдс, Авербах и Кoen, Гофман, Тернбал [14, 15, 21, 22] обращали внимание на существенное (почти в 30 раз) различие в значениях коэффициентов диффузии вдоль статических и движущихся границ зерен. Заметим, однако, что отмеченные закономерности диффузии в основном относятся к термодинамически равновесному состоянию металла. При используемых на практике способах обработки материалов напряжения, возникающие при упругих и пластических деформациях (при фазовых превращениях, холодной и высокотемпературной деформациях и т. п.), приводят к образованию весьма значительной избыточной (неравновесной) концентрации дефектов, что должно способствовать более существенному повышению диффузионной активности атомов в кристаллах [23, 24]. Именно вопрос о влиянии неравновесных искажений в кристаллических решетках деформируемых материалов в последнее время привлекает внимание довольно значительный круг исследователей. Однако результаты исследований в этом направлении оказались весьма неоднозначны [24–33]. Так, расчеты, которые провели Руфф, Баллуфи [25–27], Ваззан и Дорн [20], Кимура и Маддин [28], показали, что эффект ускорения диффузии в условиях высокотемпературной деформации неодинаков и происходит за счет дислокаций, причем движущихся. К тому же, Кимура, Маддин после проведения полного анализа обнаружили увеличение скорости диффузии не менее чем в 100 раз (эффект ускорения диффузии был пропорционален скорости деформации, т. е. мгновенной концентрации дефектов). Наличие еще более существенного (более чем в 1000 раз) возрастания эффекта диффузии при деформировании никеля и меди описано в работах К. А. Осипова [24] и С. Т. Конобеевского. Они исследовали роль неравновесных искажений и чувствительности диффузии к напряжениям, обусловленным предварительными деформациями. Аналогичные явления отмечают С. З. Бокштейн [19], Рэй, Эшби [30], И. Я. Дехтяр и В. С. Михаленков [31]. Анализ роли высокотемпературной деформации в изменении коэффициента самодиффузии никеля [20, 23, 26] показал, что диффузия возрастает с увеличением степени деформации, но быстро асимптотически приближается к значению насыщения. Руфф и Баллуфи [25, 26] сделали заключение, что изменения диффузии можно грубо считать пропорциональными увеличению деформации — с возрастанием скорости деформации диффузия усиливается. Причем этот эффект наблюдается при более низкой температуре испытания. Однако, согласно данным Дэрби [29], в случае деформации серебра при 800 °С столь значительного ускорения диффузии не наблюдалось.

Уменьшение коэффициента диффузии имеет место, например, в условиях высокого давления [33]. К тому же показано, что различные металлы по-разному проявляют склонность к изменению

коэффициента диффузии под давлением в зависимости от коэффициента сжимаемости материалов.

Таким образом, из изложенного выше следует, что закономерности изменения коэффициента диффузии при различных способах деформации не всегда совпадают (эффект обнаруживается или не проявляется при общем уровне деформации приблизительно до 30 %). При этом в условиях высокотемпературной деформации не всегда имеет место эффект ускорения диффузии. Но большинство исследователей отмечают значительное ускорение процессов при больших скоростях $\dot{\epsilon}$ и низких температурах деформации. Было определено, что при малых скоростях деформации скорость диффузии изменяется пропорционально деформации ϵ (при постоянной температуре испытаний), а при увеличении значений ϵ — скорость деформирования возрастает быстрее, чем по линейному закону.

Исходя из факта резкого изменения массопереноса при различных условиях деформации металлов, рассматриваются и механизмы этого процесса. Так, анализируя закономерности исследуемых процессов, высказываются мнения, что диффузионная подвижность атомов металлов в зависимости от конкретных условий может проходить по различным механизмам. Кроме уже упомянутых механизмов диффузионных процессов, реализуемых за счет точечных и линейных дефектов кристаллической решетки, имеет место экспериментально установленный эффект значительного ускорения массопереноса, который в основном проявляется в условиях высоких скоростей нагружения, в том числе и при УСВ [34–37]. Относительно причин его возникновения существуют различные мнения.

Так, В. И. Владимиров и др. [34] связывают эти процессы с перемещением комплекса вакансий, Л. Н. Лариков, В. М. Фальченко, В. Ф. Мазанко и др. [35–37] — с действием межузельного механизма, последователи школы академика М. А. Лаврентьева [38] — со спецификой гидродинамического течения. Согласно же представлениям, развиваемым В. Е. Паниным и его школой, проявления высокой скорости массопереноса могут быть обусловлены особыми атом-вакансионными состояниями, формирующимися в деформируемом материале в мощном поле высоких внешних воздействий [39].

Возвращаясь к представленным в данной работе результатам экспериментальных исследований взаимосвязи процессов пластической деформации и массопереноса в соединениях разнородных металлов, отметим, что при минимальных скоростях деформации ($\dot{\epsilon} \approx 1 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) в случае ДСВ, судя по характеру формирующихся структур, в зоне контакта преимущественно реализуются дислокационные механизмы пластической деформации, связанные с перемещением индивидуальных дислокаций по определенным кристаллографическим системам скольжения. Соответственно и процессы массопереноса (о чем свидетельствует сопоставление характера формирующихся фаз и особенностей тонкой структуры) проходят, как правило, с учас-

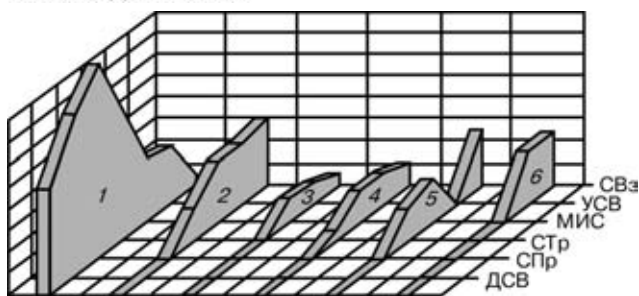


Рис. 8. Диаграмма изменения механизмов (дислокационного и механического) массопереноса и их объемной доли в этом процессе, а также форм реализации механического переноса масс в зоне контакта разнородных металлов по мере увеличения скорости деформации: 1 — дислокационный механизм массопереноса; 2 — коллективная форма движения дефектов кристаллической решетки; 3 — повороты объемов; 4 — ультрадисперсный массоперенос; 5 — перемещение масс; 6 — крупные частицы; СТр — сварка трением

тием точечных, линейных дефектов кристаллической решетки, а также вдоль суб- и межзеренных границ.

С увеличением скорости деформации (при МИС, УСВ, СВз) пластическая деформация, локализованная в зоне контакта, реализуется в значительной степени за счет коллективных перемещений дефектов решетки — мощных полос сдвига, которые уже не связаны с кристаллографическими системами, а происходят в направлении действующих (внешних) сварочных напряжений. При этом подключаются ротационные (поворотные) механизмы пластической деформации (материальные повороты различных по размерам микрообластей). Процессы массопереноса в подобных условиях высокоэнергетического внешнего воздействия также осуществляются с участием различных механизмов — перемещения потоков масс одного металла в другой (что происходит преимущественно вблизи зоны контакта), перемещения скоплений сегрегаций, отдельных частиц различной размерности, а также их комплексов. Причем реализации различных форм ускоренного массопереноса, по-видимому, способствуют особые структурные (аморфно-кристаллические) состояния, формирующиеся в зоне локализации деформации при высокоскоростных способах внешнего нагружения [40, 41]. Следует отметить, что перемещение материальных микрообъемов одного металла в другой (потоков масс, частиц) является процессом механического переноса масс, т. е. процесс проходит под действием и в направлении внешних напряжений. Это подтверждается также сравнительно прямолинейными траекториями указанных перемещений, которые проходят сквозь массивы (до нескольких десятков) зерен независимо от кристаллографической ориентировки последних.

На рис. 8 показано изменение механизмов массопереноса от дислокационного до механического, включающего перенос масс за счет поворотных, сдвиговых механизмов пластической деформации, механическое перемещение частиц различных размеров и их комплексов, а также потоков масс одного металла в другой в направлении внешних напряжений при увеличении скорости деформации.

Что касается процессов фазообразования, то следует отметить следующее. Если при низкоскоростных способах деформации в соединениях разнородных металлов, отличающихся ограниченной взаимной растворимостью, формирование и рост плотных сплошных интерметаллидных фаз происходит направленно и компактно вдоль плоскости контакта свариваемых металлов, где в основном локализованы процессы пластической деформации и соответственно массопереноса, то условия высокоскоростных способов внешнего нагружения способствуют предотвращению образования направленных сплошных хрупких прослоек. Последнее связано с диспергированием и рассредоточением образующихся интерметаллидных фаз по достаточно широкой зоне сварки. Поэтому способ ДСВ с использованием высокоскоростных режимов деформации представляется более предпочтительным с точки зрения обеспечения качества соединений разнородных металлов, особенно тех пар металлов, которые отличаются ограниченной взаимной растворимостью.

Выводы

1. Массоперенос осуществляется по различным механизмам в зависимости от скорости сварочного нагружения.

2. При минимальных скоростях деформации перемещение масс реализуется преимущественно за счет дислокационных каналов массопереноса.

3. С увеличением скорости деформации расширяется многообразие механизмов массопереноса за счет подключения других их форм, связанных с механическим перемещением масс в направлении действующих внешних напряжений, включающих перемещение масс одного металла в другой, отрыв от поверхности раздела и движение различных по размеру частиц и их комплексов, а также ротационные механизмы массопереноса.

1. Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка материалов. — М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.
2. Гельман А. С. Основы сварки давлением. — М.: Машиностроение, 1970. — 310 с.
3. Шрон Р. З., Зелезин В. Н. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
4. Бакин О. А. Теория и практика сварочного производства. — Свердловск: УПИ, 1977. — 110 с.
5. *Characteristics of behaviour of diffusion in the transition zone of a copper — aluminium joint during friction welding* / I. Yoshiyasu, S. Takahiko, S. Masahiro, T. Masaru // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. — 1998. — **64**, № 618. — P. 494–499.
6. *Parameters of explosion welding and strength of joint in cladding stainless steel with different aluminium alloys using an intermediate stainless steel plate* / H. Kazuyuki, I. Takeshi, A. Takenobu et al. // J. Jap. Weld. Soc. — 1993. — **11**, № 1. — P. 16–21.
7. Маркашова Л. И., Малевский Ю. Б. Особенности диффузии при сварке без расплавления // Автомат. сварка. — 1975. — № 10. — С. 9–11, 23.
8. *Peculiarities of formation of an interfacial zone in pressure welding of dissimilar metals* / L. I. Markashova, L. S. Kiriev, V. N. Zamkov, V. K. Sabokar // Welded structures. — London: Harwood acad. publ., 1997. — Vol. 8; Pt 1. — P. 137–147.
9. Особенности массопереноса в различных условиях сварки давлением / Л. И. Маркашова, В. В. Стаценко, А. И. Игнатенко, В. В. Арсенюк // Материалы конф. «Высо-

- кие технологии в машино- и приборостроении» (Саратов, май 1993 г.). — Саратов: СПУ, 1993. — С. 141–143.
10. *Исследование* микромеханизма структурообразования в условиях магнитноимпульсной сварки / Л. И. Маркашова, Ю. А. Сергеева, В. В. Стаценко, В. А. Чудаков // Сварка разнородных, композиционных и многослойных материалов. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1990. — С. 29–35.
 11. *Микромеханизмы* и условия локализации деформации при высокоэнергетическом нагружении / В. Г. Петушков, Л. И. Маркашова, М. И. Зотов и др. // Материалы X междунар. конф. «Высокоэнергетическое воздействие на металлы» (Любляна, СФРЮ, 18–22 сент. 1989 г.). — Люблена: Б.и., 1989. — С. 325–332.
 12. *Особенности* пластической деформации алюминия при сварке взрывом / В. Г. Петушков, Л. И. Маркашова, М. И. Зотов, Л. Д. Добрушин // Сб. докл. по спецметодам сварки (Загреб, СФРЮ, 30 марта 1989 г.). — Загреб: Б.и., 1989. — С. 61–67.
 13. *Шьюмон П.* Диффузия в твердых телах. — М.: Металлургия, 1966. — 236 с.
 14. *Messner A., Benson R., Dorn I.* Self-diffusion in nickel single crystals // Trans. of the ASM. — 1961. — № 53. — P. 227–232.
 15. *Reynolds I. E., Averbach B. L., Cohen M. L.* Self-diffusion and inter-diffusion in gold-nickel alloys // Acta Met. — 1957. — № 5. — P. 29.
 16. *Frank F. C., Turnbull D.* Self-diffusion along edge dislocations in nickel // Phys. Rev. — 1966. — **147**, № 2. — P. 495–504.
 17. *Процессы* взаимной диффузии в сплавах / Под ред. К. П. Гурова. — М.: Наука, 1973. — 359 с.
 18. *Шиняев А. Я.* Диффузионные процессы в металлах. — М.: Наука, 1975. — 226 с.
 19. *Диффузия* по границам зерен / С. З. Бокштейн, С. С. Гинзбург, С. Т. Кишкин, М. М. Разумовский // Поверхность. — 1984. — № 2. — С. 231–234.
 20. *Wassan A. R., Dorn I. E.* Analysis of enhanced diffusivity in nickel // J. of Appl. Phys. — 1965. — **36**, № 1. — P. 222–228.
 21. *Hoffman R. E., Turnbull D. I.* The effect of relative crystal and boundary orientations on grain boundary diffusion rates // Acta Met. — 1954. — № 2. — P. 419–426.
 22. *Hoffman R. E., Pikus F. W., Ward R. A.* Self-diffusion in solid nickel // Trans. AIME. — 1956. — № 206. — P. 483–485.
 23. *Ромашкин Ю. П.* Исследование диффузии в металлах при пластической деформации: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — М., 1968. — 19 с.
 24. *Осинов К. А.* Вопросы теории жаропрочности металлов и сплавов. — М.: Изд-во АН СССР, 1960. — 285 с.
 25. *Ruoff A. L., Balluffi R. W.* On strain-enhanced diffusion in metals I point defect // J. of Appl. Phys. — 1963. — № 34. — P. 1634–1647.
 26. *Balluffi R. W.* Grain boundary diffusion mechanism in metals // Metallurg. Trans. — 1982. — **13**, № 12. — P. 2069–2096.
 27. *Balluffi R. W., Cahn J. W.* Mechanism for diffusion induced grain boundary migration // Acta Met. — 1981. — **29**, № 13. — P. 493–500.
 28. *Kimura H., Maddin R.* Golden single crystal vacancies concentrations, deformed at high temperatures // Ibid. — 1954. — **12**, № 9. — P. 1065–1069.
 29. *Coodhew P. J., Darby T. P., Balluffi R. W.* On the dislocation structure // Scripta Met. — 1976. — **10**, № 5. — P. 495–499.
 30. *Rai R., Ashby M. F.* On grain boundary sliding and diffusion al creep // Met. Trans. — 1971. — **2**, № 4. — P. 1113–1127.
 31. *Дехтяр И. Я., Михаленков В. С.* Влияние дефектов кристаллического строения на параметры диффузии в никелевых сплавах // Исследования по жаропрочным сплавам. — М.: Изд. АН СССР, 1959. — Т. 3. — С. 77–80.
 32. *Гегузин Я. Е.* Физика спекания. — М.: Наука, 1984. — 312 с.
 33. *Goldstein I. J., Hanneman R. E., Ogilvie R. E.* Diffusion in the Fe-Ni system at 1 and 4 kbar pressure // Trans. Met. Soc. AIME. — 1965. — № 4. — P. 812–820.
 34. *Владимиров В. И., Кусов А. А.* Взаимодействие подвижных лавин дислокаций с ансамблем диполей // Физика металлов и металловедение. — 1982. — Вып. 2. — С. 367–371.
 35. *Особенности* массопереноса при сварке железа-армко в твердом состоянии / Л. Н. Лариков, В. М. Фальченко, В. Ф. Мазанко и др. // Автомат. сварка. — 1974. — № 5. — С. 19–21.
 36. *Міграція* атомів у метастабільному твердому розчині залізо-аргон / В. В. Арсенюк, Д. С. Герцрикен, В. В. Мазанко, В. М. Фальченко // Доп. НАНУ. — 1997. — № 8. — С. 108–112.
 37. *Массоперенос* в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий / Д. С. Герцрикен, В. В. Мазанко, В. М. Тышкевич, В. М. Фальченко. — Киев: Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, 1999. — 436 с.
 38. *Сильновозбужденные* состояния в кристаллах / В. Е. Егорушин, В. Е. Панин, Е. В. Савушкин и др. // Изв. вузов. Физика. — 1987. — № 1. — С. 9–33.
 39. *Олемской А. И., Панин В. Е., Петрунин В. А.* О коллективной моде сильно возбужденного состояния твердого тела // Там же. — 1988. — № 12. — С. 14–18.
 40. *Zasimchuk E. E., Markashova L. I.* Microbands in rolling-deformed nickel single crystals // Mat. Sci. and Eng. A. — 1990. — № 127. — P. 33–39.
 41. *Особенности* структурообразования и механизмов пластической деформации в условиях магнитно-импульсной сварки / Л. И. Маркашова, Ю. А. Сергеева, В. А. Чудаков, В. В. Стаценко // Автомат. сварка. — 1991. — № 3. — С. 21–26.

Considered are the principles of basic physical-chemical processes (plastic deformation, mass transfer, phase formation) which accompany formation of joints in dissimilar materials (copper, titanium, aluminium and their alloys, as well as different grades of steels), characterised by a different mutual solubility under pressure welding conditions for a wide range of the external loading rates ($1 \cdot 10^{-4} \dots 1 \cdot 10^5$) s^{-1} .

Поступила в редакцию 24.09.2001



СОСТОЯНИЕ, ТЕНДЕНЦИИ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ ВЫСОКОЧАСТОТНЫХ СВАРОЧНЫХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ (Обзор)

А. Е. КОРОТЫНСКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены основные этапы эволюции высокочастотных сварочных преобразователей, выполненных на основе силовых транзисторных коммутаторов. Показано, что основные успехи в создании сварочного оборудования данного типа главным образом связаны с достижениями в области силовой электроники. Описаны новые типы силовых модулей на основе распределения структур и циклоконверторных схем. Намечены пути дальнейшего совершенствования и развития высокочастотных сварочных источников.

Ключевые слова: дуговая сварка, инвертор, высокочастотный сварочный преобразователь, силовой ключ, чоппер-модуль

Объем наплавленного металла, полученный дуговой сваркой, во всем мире превышает 90 %. Этот способ создания неразъемных соединений является основным технологическим процессом, поэтому разработчики и производители сварочного оборудования (СО) уделяют ему особое внимание. Источники питания (ИП) сварочной дуги являются одним из основных элементов технологической цепи, в значительной степени влияющим на качество получаемых сварных соединений, а также на технико-экономические показатели процесса дуговой сварки в целом.

Процесс эволюции ИП для дуговой сварки прошел следующие этапы:

- снижение материалоемкости в основном за счет уменьшения массы и габаритов трансформаторов;

- улучшение энергетических показателей источников питания (КПД и коэффициента мощности) в связи с возрастающими требованиями энергосбережения;

- расширение функциональных возможностей источников питания, необходимых для дальнейшего решения задач механизации и автоматизации сварочного производства;

- повышение требования к электромагнитной совместимости (ЭМС), обусловленное тем, что как в промышленном производстве, так и в быту появилось большое количество высокочувствительных к электромагнитным помехам электронных устройств.

Эти этапы, достаточно подробно отраженные в работе [1], обусловлены с достижениями в области полупроводниковой электроники. Переход от сварочных трансформаторов к выпрямителям был обусловлен появлением на рынке надежных силовых диодов. Разработка тиристорных (управляемых выпрямителей) позволила создавать ИП с управляемыми по цепи обратной связи внешними характеристиками. Это существенно расширило функциональные возможности ИП, поскольку ста-

ло реальным создание универсального СО для различных способов дуговой сварки.

Дальнейшее совершенствование тиристорных, связанное с расширением их частотного диапазона, уменьшением динамических потерь, а также улучшением показателей надежности, позволило создать высокочастотные сварочные инверторы с малыми массогабаритными характеристиками. Подробный анализ работ, проведенный в этом направлении, отражен в работе [2]. И хотя в последние годы заметно снизился интерес к разработкам в этой области, но уже достигнутые результаты в создании произвольно выключаемых тиристорных [3] позволяют предположить, что это явление временное. Об этом также свидетельствуют достижения в области создания реверсивно-включаемых динисторов (РВД) [4], которые могли бы служить идеальным ключевым элементом для мощных сварочных источников, рассчитанных на токи свыше 1000 А. Реверсивно-включаемый динистор является полупроводниковым прибором тиристорного типа, но в отличие от последнего имеет проводимость в обратном направлении. Поскольку у него отсутствует управляющий электрод, его отпирание производят путем пропускания короткого импульса тока обратной полярности — так называемого импульса тока накачки. Такие особенности, конечно, создают определенные трудности при построении схем управления РВД, однако они легко преодолимы. На их основе уже созданы мощные высокочастотные (ВЧ) генераторы непрерывных колебаний применительно к задачам высокочастотной обработки и закалки металлов. Что касается области сварки, то, к сожалению, приходится констатировать, что разработчики СО пока не обратили серьезного внимания на этот тип мощного электронного ключа.

Следует отметить, что основные успехи последнего десятилетия в области производства СО в основном связаны со сварочными высокочастотными преобразователями (ВЧП), выполненными на транзисторных коммутаторах. Анализ состояния основных тенденций и перспектив развития этого класса посвящена настоящая работа.

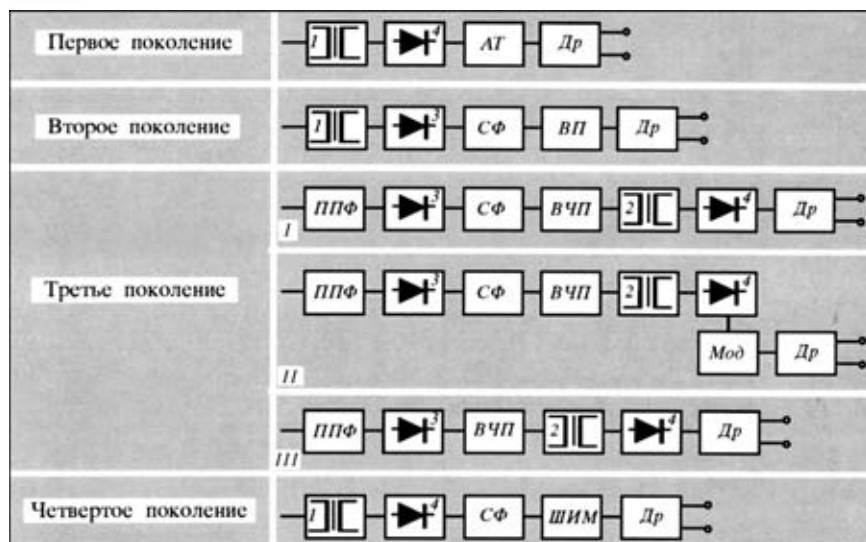


Рис. 1. Эволюция транзисторных ВЧП: АТ — аналоговый транзистор; ППФ — помехоподавляющий фильтр; СФ — сглаживающий фильтр; ВЧП — высокочастотный преобразователь; ВП — вторичный преобразователь; Мод — модулятор; Др — дроссель; ШИМ — широтно-импульсный модулятор; 1 — НЧ-трансформатор; 2 — ВЧ-трансформатор; 3, 4 — соответственно первичный и вторичный выпрямитель; I–III — см. объяснения в тексте

Эволюция транзисторных ВЧП. Первые попытки использования транзисторов в СО применительно к микросварке относятся к 1960-м годам. К. К. Хреновым и А. Н. Миляхом [5] была предложена схема источника с мощным регулирующим транзистором во вторичной цепи. Требуемая внешняя характеристика создается благодаря действию обратной связи по напряжению на дуге. Однако в таких схемах из-за сравнительно высокого напряжения холостого хода $U_{x.x}$ энергия, выделяющаяся на транзисторе, оказывается достаточно большой. Применение таких схем для источников, рассчитанных на ток более 100 А, путем параллельного включения нескольких транзисторов оказалось неудачным из-за невысокой надежности транзисторов.

Повышение надежности ВЧП (транзисторных источников) потребовало создания высокочастотных силовых элементов, способных работать в ключевых режимах. На этапе создания второго поколения транзисторных источников (рис. 1) в структуре силового блока появляется вторичный преобразователь (ВП), работающий в режиме ключа. Таким образом от аналогового регулятора переходят к дискретному и тем самым исключают потери, которые прежде выделялись на эмиттер-

но-коллекторном переходе регулирующего транзистора. Однако такие решения также не обеспечивали сокращения расходов активных материалов и уменьшения габаритов, поскольку классический сварочный трансформатор все-таки оставался.

Третье поколение транзисторных ВЧП, которое связано с появлением на рынке надежных высоковольтных транзисторов с высокими динамическими параметрами и малыми потерями, начало интенсивно развиваться в 1990-е годы. В это время появляется ряд схемотехнических решений с бестрансформаторным входом [6] (рис. 1, III), что позволило существенно уменьшить массогабаритные характеристики источников. Эти устройства выполнены на ВЧ-трансформаторах, которые включаются на выходе силового ВЧП. Масса и габариты

таких сварочных трансформаторов по сравнению с традиционными сокращаются в 40...50 раз. Ведение обратных связей по току и напряжению позволяет создавать универсальные сварочные преобразователи для любых способов дуговой сварки и сварки стержневым электродом — ТИГ, МИГ/МАГ, ММА [7, 8]. В последние годы тенденция усовершенствования ИП наблюдается во всех ведущих фирмах — производителях СО [9–14]. Применительно к задачам сварки алюминиевых сплавов созданы инверторы переменного тока [8, 11] с регулируемым как по амплитуде, так и по длительности сварочным током в положительной и отрицательной части периода. Некоторые авторы решают эту задачу путем включения в схему транзисторного преобразователя дополнительного модулятора Мод (рис. 1, II) [14, 15], улучшающего не только сварочно-технологические свойства источника, но и снижающего энергопотребление.

Известны технические решения [16], в которых отсутствует конденсатор сглаживающего фильтра СФ. Эти устройства (рис. 1, II) реализуют метод силового синхронного выпрямления и способны работать при достаточно низких (до $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$) температурах. Их опытная эксплуатация при ММА сварке дала положительные результаты.

Следующий этап в развитии СО (четвертое поколение ИП) начался в конце 1990-х годов и связан с появлением чоппер-модулей [17], представляющих собой согласованную диодно-транзисторную структуру (а именно, основной диод и транзистор имеют одинаковые рабочие токи и напряжения). Чоппер-модули в основном используют для создания мощных сварочных источников ($I_{св} \geq 400\text{ А}$), причем, как правило, их устанавливают во вторичном контуре (рис. 1). Массогабаритные характеристики у этих источников существенно выше, чем у сварочных преобразователей третьего поко-

Таблица 1. IGBT модули четвертого поколения серии GR

Ток модуля, А	1700 В (одинарный)	1200 В (одинарный)	1200 В (двойной)	600 В (двойной)
100			MBN100GR12	
150			MBN150GR12	MBN150GR6
200			MBN200GR12	MBN200GR6
300			MBN300GR12	MBN300GR6
400		MBN400GR12		MBN400GR6
600		MBN600GR12		
800	MBN800GR17	MBN800GR12		
1200	MBN1200GR17	MBN800GR12		

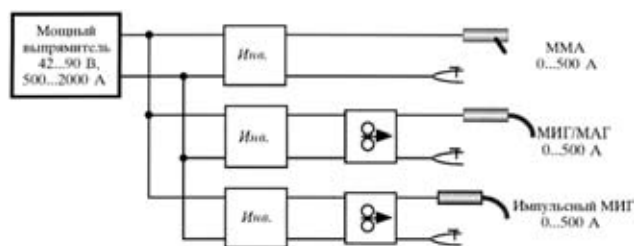


Рис. 2. Многофункциональная сварочно-технологическая система «Magic 500» фирмы «Bester»

ления, однако такова плата за высокие надежность и динамические свойства. Примером интересного технического решения [18] использования чоппер-модулей может служить многофункциональная сварочно-технологическая система фирмы «Bester» (рис. 2). Ее основным элементом является инверторный источник *Инв.* «Magic» с пределами регулирования сварочного тока 0...500 А. Универсальность источника достигается благодаря наличию в нем регулируемых обратных связей по напряжению и току, что позволяет реализовать ВЧП для различных способов сварки. Указанный подход перспективен при создании многопостовых сварочных систем с высокими энергетическими показателями. Описанные этапы эволюции транзисторных ВЧП в основном совпадают с указанными в работе [19]. Отличие состоит только в более подробном анализе третьего этапа, на котором были достигнуты существенные результаты в создании новых типов сварочных ИП. Чтобы определить дальнейшие пути развития и совершенствования СО, необходимо остановиться на анализе последних достижений в области электротехнических материалов, блоков и узлов силовой электроники и микропроцессорной техники, а также ВЧП и управлении ими, связанном с применением алгоритмов на основе фаззилогики и нейросетей.

Именно благодаря прогрессу в силовой электронике, обусловленному появлением различных

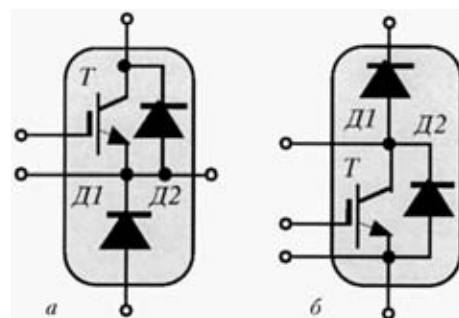


Рис. 3. Схемы чоппер-модулей GAR (а) и GAL (б) типа

типов быстродействующих, надежных и мощных коммутирующих элементов, в последние годы активно проводились исследования и разработки высокочастотных сварочных источников. Достаточно точная, на наш взгляд, градация поколений силовых ключей приведена в работе [17], где отмечается, что широкое использование IGBT и MosFET транзисторов в СО началось в 1990-е годы. Типичное время включения и выключения тока для IGBT ключей составляет соответственно 0,2...0,4 и 0,2...1,5 мкс. Остаточное напряжение на полностью включенном транзисторе, рассчитанном на напряжение 1200 В, не превышает 3,5 В [20]. Это значительно меньше, чем падение напряжения на открытом ключе типа MosFET. Поэтому дальнейшее развитие силовой электроники пошло по пути совершенствования технологии изготовления транзисторов IGBT. Четвертое поколение IGBT модулей фирмы «Hitachi» [21], выполненное на базе планарной технологии с самосовмещением, позволяет уменьшить как статические, так и динамические потери, обеспечить более эффективный теплоотвод и тем самым повысить долговечность и термическую устойчивость изделия.

В IGBT модулях, рассчитанных на напряжение насыщения 1200 В, благодаря новой технологии

Таблица 2. IGBT модули четвертого поколения серии GS

Ток модуля, А	1200 В (одинарный)	1200 В (двойной)	600 В (двойной)	1200 В (шестикратный)	600 В (шестикратный)
75		MBM75GS12AW		MBB75GS12AW	
100		MBM100GS12AW		MBB100GS12AW	
150		MBM150GS12AW	MBM150GS6AW		
200		MBM200GS12AW	MBM200GS6AW		MBM200GS6AW
300	MBN300GS12AW	MBM300GS12AW	MBM300GS6AW		
400	MBN400GS12AW		MBM400GS6AW		
600	MBN600GS12AW		MBM600GS6AW		
1200	MBN1200GS12AW				

Таблица 3. IGBT модули четвертого поколения серии «High power type»

Ток модуля, А	3300 В (одинарный)	2500 В (одинарный)	2000 В (одинарный)	1700 В (одинарный)	3300 В (чопперный)
400	MBN400D33A		MBN400C20		
600	MBN600C33A		MBN600C20		
800					MBL800D33B
1200	MBN1200D33A	MBN1200D25A			
1800				MBN1800D17C	

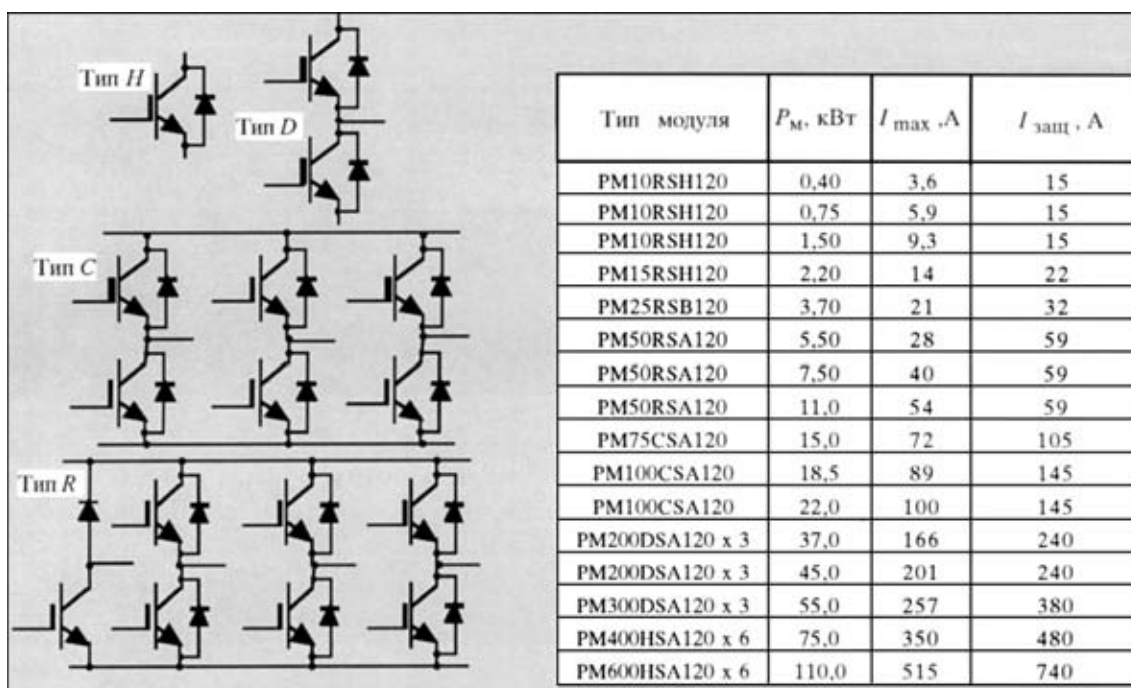


Рис. 4. Силовые блоки различных типов ИСМ и их технические характеристики (P_M — мощность модуля; I_{max} — максимальный ток; $I_{защ}$ — ток защиты)

удалось снизить последнее от 2,2 до 0,5 В, а также уменьшить коммутационные потери на 25 %. Одновременно с этим была улучшена работоспособность рекуперативного диода, также уменьшающего потери на переключение. Это позволило создать мощные ключевые элементы на работающих токах до 1200 А при напряжении до 3,3 кВ (табл. 1–3).

Весьма плодотворным направлением для преобразовательной техники является создание чопер-модулей, представляющих собой единую конструкцию, в которой размещены силовые транзистор T и диод $D1$, а также рекуперационный диод $D2$ (рис. 3). Как будет показано ниже, на их основе можно создавать СО, рассчитанное на токи до 1000 А. В зависимости от конфигурации силовых элементов различают транзисторно-диодные модули (GAR-тип) и диодно-транзисторные (GAL-тип). Благодаря такой компоновке они существенно упрощают процессы монтажа силовых цепей, а также повышают надежность их функционирования.

В последнее десятилетие в силовой электронике наметилась тенденция объединения в одном модуле силовых элементов, схем управления, защиты и диагностики. Поскольку происходит перенос логических функций в структуру модуля, такие устройства получили название интеллектуальных силовых модулей (ИСМ). Их применение позволяет значительно сократить массу и габариты СО при существенном расширении его функциональных возможностей, а также повышении надежности и уменьшении трудоемкости изготовления.

Интеллектуальные силовые модули являются модернизированными гибридными силовыми устройствами, сочетающими высокую скорость переключения и низкие потери транзисторов IGBT со

встроенными схемами управления, защиты и диагностики. Высокая эффективность защиты от перегрузок по току и режиму короткого замыкания достигается благодаря использованию специальных чипов с разделенным эмиттерным переходом, «чувствительным» к току. Принципиальные схемы силовых узлов ИСМ фирмы «Mitsubishi» и их технические характеристики приведены на рис. 4. Более подробно вопросы применения ИСМ рассмотрены в работе [22].

Силовые блоки ВЧП. В технической литературе вопросу создания ВЧП посвящено большое количество статей, монографий и сборников. При проектировании СО используются различные схемы ВЧП [23, 24], причем в основном они выполнены на силовых транзисторах IGBT либо MOSFET. Из известных схемных решений применяются одноктактные [25], двухтактные [26], полумостовые [27] и мостовые преобразователи [28]. Стремление к улучшению энергетических показателей, а также повышению частоты преобразования привело к созданию резонансных ВЧП [29]. По мнению автора работы [30], этот путь развития ВЧП является наиболее перспективным, поскольку, помимо более высоких КПД и частоты преобразования, он обеспечивает существенно лучшие показатели ЭМС.

Не останавливаясь на всех известных схемотехнических решениях в обширной области преобразовательной техники, рассмотрим более подробно некоторые из них, наиболее пригодные для создания современных образцов СО, упрощенные схемы которых приведены в табл. 4.

Понижающий ШИМ-преобразователь (ПнП). В этом типе преобразователя не используется трансформатор, поэтому отсутствует развязка между входом и выходом. Здесь постоянное входное напряжение преобразуется в более низкое с помощью



Таблица 4. Схемотехническое построение силового блока преобразователя

Тип преобразователя	Основные схемы	Рекомендации по выбору силовых ключей
ПнП		Чоппер-модули GAR-типа для MMA сварки и GAL для ТИГ сварки
ПвП		Предпочтительны чоппер-модули GAL-типа
ОМП		Предпочтительны чоппер-модули GAR и GAL-типа
ИДЛ		Можно применять любые типы IGBT и MosFET транзисторов, а также чоппер-модули GAL-типа
ЦКП		Наиболее предпочтительны ИСМ, оснащенные встроенными цепями управления и защиты, например IPM15RSSH120

транзисторного ключа, управляемого ШИМ-модулятором. Такое устройство при введении соответствующих обратных связей является эффективным стабилизатором тока и поэтому может успешно применяться при создании СО для MMA и ТИГ сварки. Особенно перспективны ПнП в качестве отдельных постов многопостовых сварочных систем [31], благодаря чему полностью исключается применение балластных реостатов и тем самым в значительной мере улучшаются параметры энергосбережения. Если для их построения использовать чоппер-модуль GAR-типа, в котором объединены транзистор $T1$ и диоды $D1$, $D2$, то можно достичь высокой надежности сварочных устройств.

Повышающий ШИМ-преобразователь (ПвП). Это устройство работает подобно описанному выше. Отличие от предыдущего заключается в том, что выходное напряжение в нем выше, чем входное.

В повышающем ШИМ-преобразователе напряжение на дуге равно сумме входного напряжения и напряжения, определяемого коммутацией транзистора $T1$ под управлением ШИМ-модулятора. Указанные свойства ПвП позволяют рекомендовать его для создания автономного СО, например, питаемого от аккумуляторных батарей [32].

Однотактный мостовой преобразователь (ОМП). Схемы однотактных преобразователей на MosFET и IGBT модулях получили широкое распространение при создании аппаратов для дуговой сварки штучными электродами, МИГ/МАГ сварки, а также ТИГ сварки, работающих на токах до 300 А. В более мощных сварочных аппаратах обычно используются схемы мостовых преобразователей, реже полумостовых.

Схема одного из вариантов ОМП, выполненного на базе чоппер-модулей, приведена на рис. 5. Управление силовым блоком осуществляется посредством драйвера IR 2110. Характерной особенностью устройства является возможность рекуперативного сброса энергии в

источник питания с помощью диодов $D1$, $D3$. Высокая надежность работы такого типа сварочных преобразователей определяется наличием защитных диодов $D2$, $D4$, а также правильным выбором конструкции сварочного трансформатора [17] и выходного дросселя Dp .

Преобразователи на основе искусственной длинной линии (ИДЛ). Описанным выше схемам присущи серьезные недостатки, связанные с широким диапазоном частот преобразуемых токов и напряжений. Естественно, это приводит к тому, что в результате эксплуатации инверторных ИП генерируется высокий уровень электромагнитных помех, часто превышающий допустимую норму. Поэтому вопросы ЭМС [33, 34] становятся достаточно актуальными. Радикальным путем исключения этого недостатка сварочных преобразователей является переход к резонансным схемам, от-

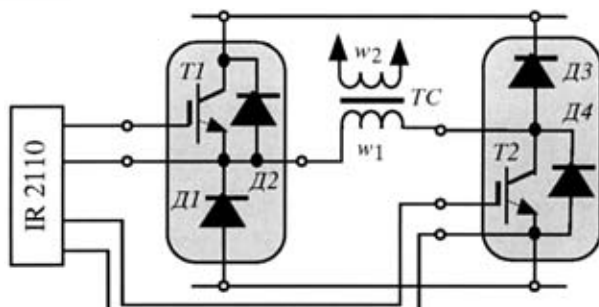


Рис. 5. Схема силовой цепи сварочного ОМП, выполненного на чоппер-модулях

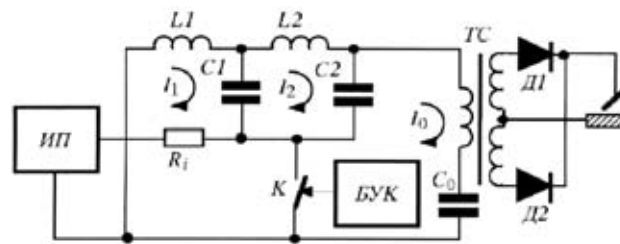


Рис. 7. Преобразователь с синхронной коммутацией элементов ИДЛ: $R_{\text{ист}}$ — сопротивление ИП

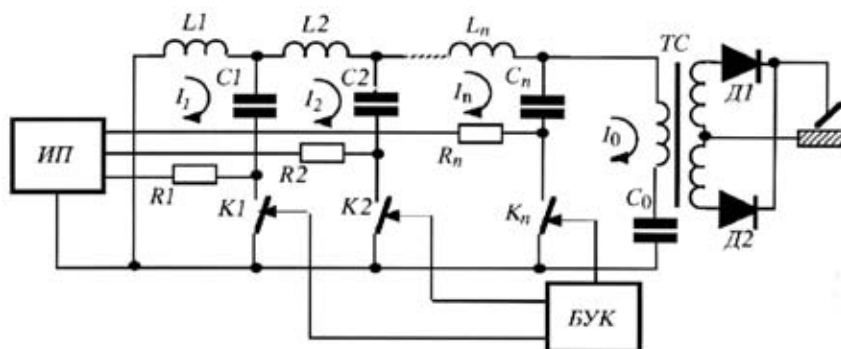


Рис. 6. Схема преобразователя на основе ИДЛ с сосредоточенными параметрами: $R_1, \dots, R_n$ — зарядное сопротивление

личающимся высокими избирательными свойствами [35].

В этой связи нами была предпринята попытка выбора такой схемы преобразователя, в которой бы генерируемые импульсы были по своей форме близки к гармоническим колебаниям, что существенно облегчило решение вопросов ЭМС, а также упрощает процессы коммутации транзисторных ключей. Как известно [36, 37], этому наиболее полно соответствуют преобразователи на основе ИДЛ. Обычно схемы таких преобразователей выполняются на отрезках однородных линий либо на базе линий с сосредоточенными параметрами, один из вариантов которого приведен на рис. 6. Формирующие звенья ИДЛ состоят из n секций $L_j C_j$, которые коммутируются соответствующими ключами K_j . В моменты коммутации в каждой из ячеек начинают формироваться контурные токи I_j , суперпозиция которых определяет выходной ток преобразователя I_0 , а следовательно, и значение выпрямленного сварочного тока. Очевидно, что в этой схеме преобразователя на уровень формируемого импульса существенно влияют моменты включения коммутаторов $K_1, \dots, K_n$. Различают ИДЛ с одновременной коммутацией — «синхронные линии» и с последовательной коммутацией, в которых работа ключей осуществляется по определенной программе, задаваемой блоком управления коммутацией (БУК).

Анализ переходных процессов в линиях с программной коммутацией достаточно сложен и может быть выполнен с применением численных методов. Поэтому ограничимся рассмотрением только синхронного режима работы ИДЛ, основные расчетные соотношения для которых были получены Вайбелем [38]. Сущность работы такого класса фор-

мирователей ВЧ колебаний основана на избирательных свойствах ИДЛ, выполненных на сосредоточенных элементах (L — индуктивности и C — емкости). Если в линии, представленной на рис. 7, закороченной на одном конце и подключенной к нагрузке (сварочный трансформатор ТС) на другом, предварительно зарядить конденсаторы C_1, C_2 до напряжения ИП, а затем замкнуть ключ K , то в ней произойдет колебательный переходный процесс. Частота этих колебаний оп-

ределяется параметрами реактивных элементов L_1, L_2, C_1, C_2 . Следовательно, длительность импульса в первичной обмотке ТС будет определяться «электрической длиной» ИДЛ. Если параметры линии выбраны так, что $L_1 = L_2 = L$, а $C_1 = C_2 = C$, то в устройстве будут возбуждаться колебания на частоте, определяемой выражением $f = 1/2\pi\sqrt{LC}$. Устройство способно генерировать одиночные импульсы, по форме близкие к гармоническим колебаниям, длительность которых составляет $\tau_n = 1/f$. Значения скважности g работы линии не могут быть меньше 2, поскольку они определяются двойным временем прохождения «электрической длины» ИДЛ.

Произведем оценку параметров линии с учетом заданного сварочного тока $I_{\text{св}}$ и частоты ВЧ преобразований f . При работе от промышленной сети 220 В выходное напряжение ИП составляет $U_{\text{max}} = 310$ В. Следовательно, ток первичной обмотки ТС должен соответствовать значению $I_0 = I_{\text{св}}/k_{\text{тр}}$ ($k_{\text{тр}}$ — коэффициент трансформации ТС, определяемый отношением $U_{\text{max}}/U_{\text{х.х}}$), т. е. можно записать $I_0 = I_{\text{св}} U_{\text{х.х}}/U_{\text{max}}$. Так как в линии формируются импульсы длительностью τ_n и скважностью g , то их энергию можно определить выражением

$$W_{\text{и}} = U_{\text{м}} I_0 \tau_n g = I_{\text{св}} U_{\text{х.х}} \tau_n g. \quad (1)$$

Уровень этой энергии должны обеспечить конденсаторы C_1, C_2 , для которых она определяется известным выражением $W_C = CU_{\text{max}}^2/2$. Для идеальной линии без потерь можно записать

$$\frac{CU_{\text{max}}^2}{2} = I_{\text{св}} U_{\text{х.х}} \tau_n g. \quad (2)$$

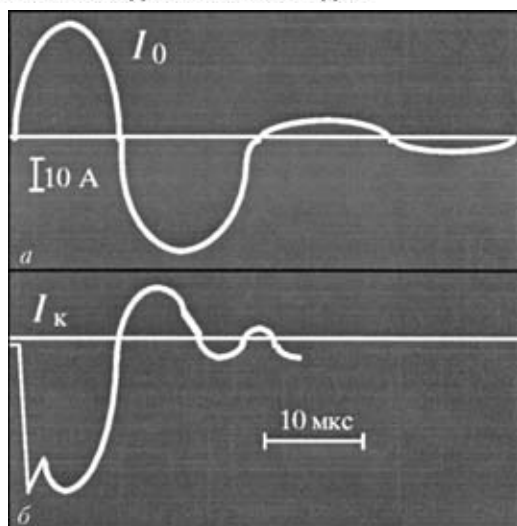


Рис. 8. Осциллограммы токов I_0 (а) и I_k (б)

Отсюда находим емкость конденсатора:

$$C = \frac{2I_{св}g\tau_{и}}{U_{\max}k_{тр}}. \quad (3)$$

Индуктивность, образующих ИДЛ, определим, подставив в выражение $L = 1/4\pi^2f^2C$ значение емкости C из (3)

$$L = \frac{U_{\max}k_{тр}}{8\pi^2f^2I_{св}g\tau_{и}}. \quad (4)$$

Нетрудно увидеть, что выражения (3) и (4) полностью описывают структуру сварочного преобразователя, выполненного на базе ИДЛ, и являются основными для его расчета.

В качестве примера рассчитаем элементы модуля ИДЛ, предназначенного для создания сварочного аппарата со следующими характеристиками: рабочая частота составляет 50 кГц; $I_{св} = 120$ А; $U_{\max} = 310$ В; $U_{х.х} = 45$ В. Следовательно, коэффициент трансформации равен 6,9, $\tau_{и} = 20$ мкс, а ток в первичной обмотке ТС будет составлять 17,5 А. Если принять $g = 2$, то значения параметров реактивных элементов линии, вычисленные по (3) и (4), соответственно равны $C = 4,5$ мкФ и $L = 23$ мкГн.

Экспериментальную проверку макета сварочного источника, выполненного по схеме, приведенной на рис. 7, проводили с использованием в качестве нагрузки балластного реостата. Значения реактивных элементов соответствовали рас-

считанным выше. Коммутация осуществлялась транзисторным ключом типа Y25120D (фирмы «Motorola»). Для защиты ключа от обратного напряжения применяли диоды КД213. Измерения тока в первичной обмотке ТС I_0 (рис. 8, а) и тока ключа I_k (рис. 8, б) выполняли с помощью широкополосного датчика Холла. На осциллограмме (рис. 8, а) наблюдается наличие небольшой асимметрии положительной и отрицательной полуволны тока I_0 , посему необходимо применять меры для устранения «замагничивания» магнитопровода ТС. На рис. 8, б видно, что амплитуда обратного выброса составляет 25...30 % основного тока. Это значит, что можно использовать диоды с предельным значениями, в 3...4 раза меньше, чем у тока ключа.

Описанный подход, основанный на применении ИДЛ, был положен в основу разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона силового блока сварочного преобразователя «Корал-163» (см. вклейку).

В ряде случаев можно использовать более простые схемы резонансных ВЧП. Одна из них показана на рис. 9. Основу ее составляет так называемый резонансный ключ с естественным режимом коммутации [29]. Устройство представляет собой несколько измененную модель однотактного прямоходового конвертора, в которой традиционный транзисторный коммутатор заменен «резонансным» ключом. Последний состоит из транзистора Т1, диода Д2 и реактивных элементов резонансного контура L_p и C_p . Следует отметить, что в качестве L_p может выступать индуктивность рассеяния ТС.

Сварочное устройство работает следующим образом. Когда Т1 закрыт, а в дросселе $L1$ запасена энергия магнитного поля, в цепи Д4-Л1 протекает сварочный ток. При открытии ключа Т1 (этот момент определяется драйвером УС 3875) начинает нарастать ток в индуктивности L_p , что приводит к возрастанию тока во вторичной обмотке ТС, при этом значение тока, протекающего через диод Д5, уменьшается, а через Д4 — увеличивается, а напряжение на вторичной обмотке возрастает. Повышение, а затем понижение выходного напряжения ТС происходит по синусоидальному закону, поскольку L_p и C_p образуют резонансный контур. В момент, когда Т1 закрывается, диод Д2 предотвращает протекание обратного тока через ключ. Когда ток в L_p становится равным нулю, сварочный ток протекает по цепи C_p -Д4-Л1. Эта фаза работы устройства оканчивается полным разрядом C_p и начинает снова работать цепь Д5-Л1.

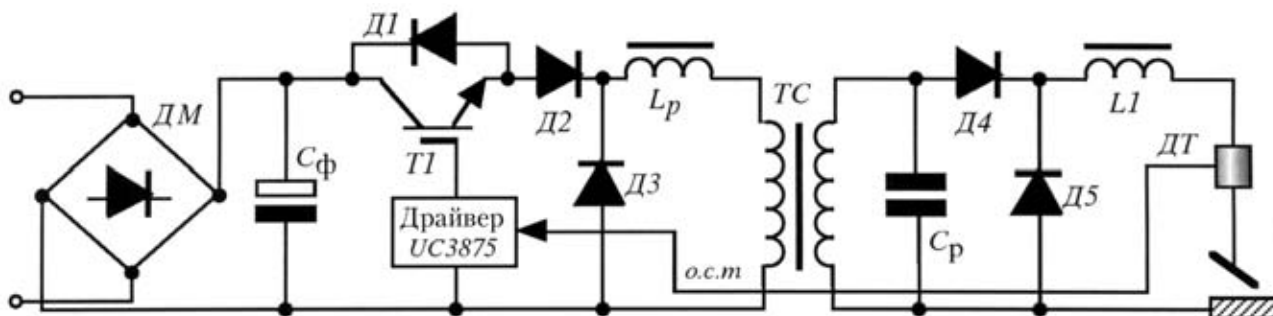


Рис. 9. Упрощенная схема резонансного сварочного ВЧП

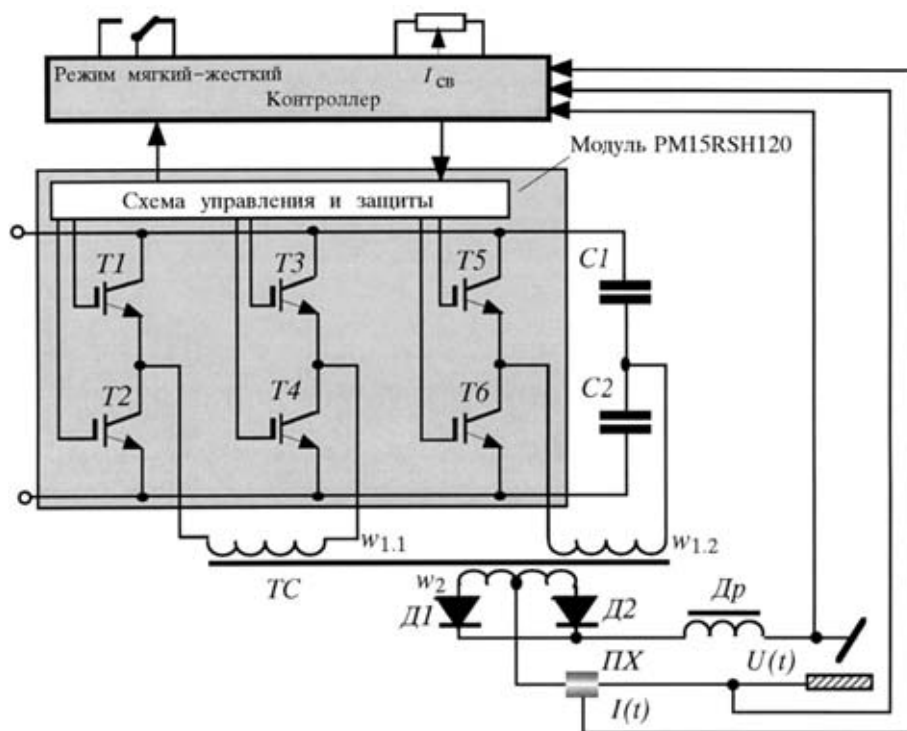


Рис. 10. Сварочный преобразователь комбинированного типа на основе ИСМ PM15RSH120: ПХ — преобразователь Холла

На этом заканчивается первый резонансный цикл, следующий начинается с момента отпираания ключа $T1$. Следовательно, сварочный ток может регулироваться длительностью пауз между резонансными циклами.

Нетрудно увидеть, что устройство достаточно простое по строению, надежное в работе, а также

имеет узкий спектр генерируемых помех. На его основе можно создавать конкурентоспособные коммерческие образцы СО.

Преобразователи на основе ИСМ. Как уже отмечалось выше, ИСМ предоставляют разработчикам СО широкие возможности в создании высоконадежных моделей источников для различных способов сварки. Особенно это относится к модулям типа C и R (см. рис. 4).

В качестве примера на рис. 10 приведена схема ВЧП с комбинированной внешней характеристикой, выполненного на базе модуля PM15RSH120. Устройство представляет собой двухканальный сварочный источник, состоящий из двух силовых узлов — мостового и полумостового преобразователей. Мостовой преобразователь содержит транзисторные ключи $T1-T4$, диагональ которых включена в первичную обмотку $w_{1.1}$ ТС. Полумостовой преобразователь выполнен на транзисторах $T5, T6$, конденсаторах $C1, C2$ и обмотке $w_{1.2}$. Таким образом формируются два управляемых энергетических потока, которые, суммируя, создают во вторичной обмотке w_2 общий сварочный ток. Если

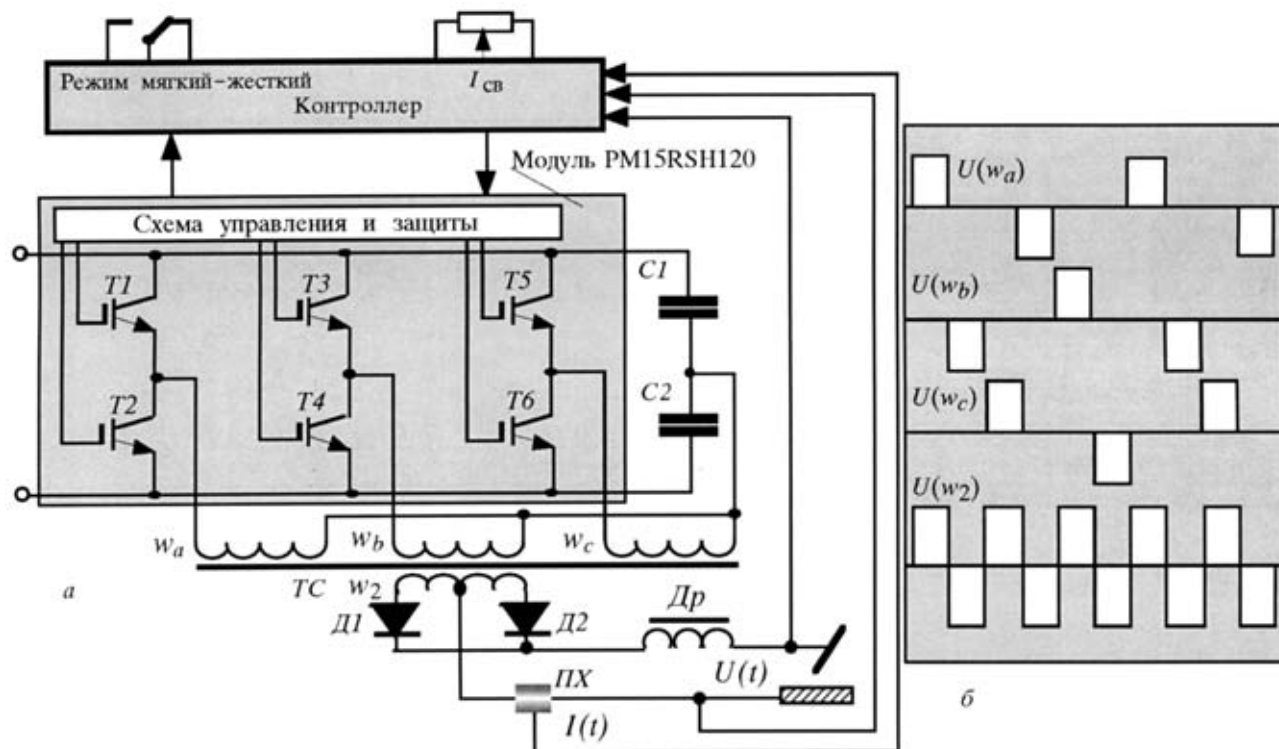


Рис. 11. Циклоконверторный сварочный преобразователь полумостового типа на основе ИСМ 120IPM15 (а) и диаграмма его работы (б): w_a, w_b, w_c и w_2 — обмотки соответственного первичного и вторичного контура

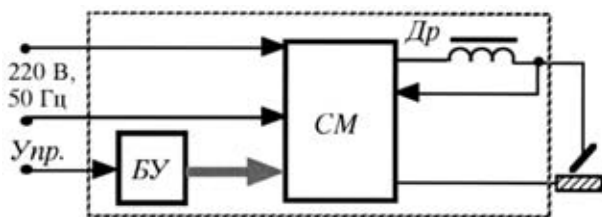


Рис. 12. Структурная схема силового модуля

магнитный поток в $w_{1,1}$ обеспечивает основной сварочный ток, то обмотка w_2 используется для режимов («горячего старта») и модуляции сварочного тока.

Управление сварочным источником осуществляется контроллером, в состав которого входят драйверы TL494. Их режим работы определяется сигналами обратных связей по току и напряжению. Следовательно, в данном устройстве можно формировать круто- и пологопадающую, а также жесткую внешнюю характеристику.

Дефектом ИСМ является недостаточно высокая частота преобразования: по данным работы [22], она составляет не более 20 кГц. Если возникает задача создания сварочного источника с повышенными динамическими параметрами, то можно воспользоваться идеями, которые были положены в основу сварочных *циклоконверторных преобразователей (ЦКП)* [39]. Одна из таких схем ВЧ сварочного конвертора приведена на рис. 11, а. В нем осуществляется фазовое управление ключами модуля PM15RSH120 в соответствии с временными диаграммами, приведенными на рис. 11, б. По сути устройство представляет собой три отдельных полумостовых преобразователя, подключенных к общим конденсаторам $C1$ и $C2$. Если выбрать частоту коммутации каждого полумоста равной 18 кГц, то сварочный ток во вторичной обмотке будет изменяться с частотой 54 кГц.

Описанные схемы далеко не исчерпывают все возможные варианты устройств, которые могут быть выполнены на основе ИСМ. В этом нап-

равлении предстоит еще решить много научных и практических задач.

Модульная организация ВЧП. В настоящее время многие мировые ведущие организации и фирмы уделяют большое внимание исследованиям и разработкам, связанным с созданием многофункционального СО [40–42]. Так, например, фирма «EWM High-Precision Schweisstechnik, GmbH» создала образцы СО модульной конструкции, предназначенные для дуговой сварки плавящимся электродом в инертных и активных газах, при этом возможна сварка штучными электродами. Силовой модуль (СМ) для данного оборудования выпускается в трех модификациях режима — на токи 250, 350 и 500 А. При сварке неплавящимся электродом предусмотрен модуль возбуждения дуги импульсом высокого напряжения. В состав оборудования также входит блок, осуществляющий модуляцию сварочного тока с частотой импульсов 8 кГц.

Фирма «The Lincoln Electric Company» задачу создания многофункционального сварочного источника решает несколько иным способом. В основу подхода положен базовый инвертор с частотой преобразования 20 кГц, режимы работы которого задаются многофункциональным контроллером. С помощью пятипозиционного переключателя можно задавать режимы ручной дуговой сварки штучными электродами, сварки неплавящимся электродом в аргоне, механизированной дуговой сварки в инертных и активных газах, а также сварки порошковой проволокой.

С учетом современных тенденций развития СО, связанных с широким использованием электронных компонентов четвертого поколения, нами предлагается достаточно простой и надежный способ создания многофункционального СО, предполагающий его структурно-модульную реконфигурацию в зависимости от выбранного способа сварки [43]. Отличительной особенностью указанного подхода является возможность его использования в СО при плазменных технологиях, которые требуют повышенного напряжения холостого хода.

В основу построения такого класса СО положен автономный СМ, представленный на рис. 12. Он выполнен на базе ВЧ транзисторного преобразователя*, выходная характеристика которого формируется с помощью блока управления БУ. Таким образом, внешняя характеристика устройства в целом определяется временными параметрами БУ и выходным дросселем Др. Режимы управления устройством Упр. могут задаваться как

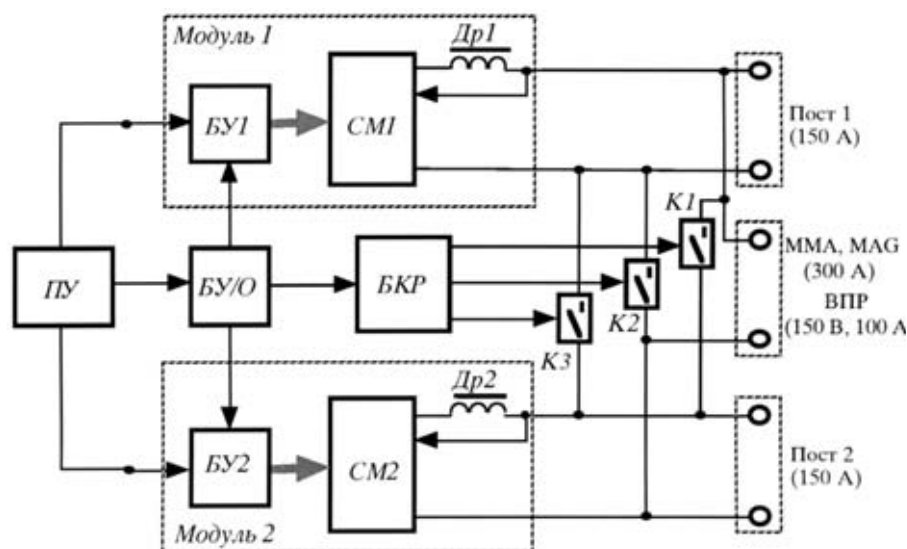


Рис. 13. Схема двухмодульного многофункционального сварочного источника с реконфигурируемой структурой: ВПП — воздушно-плазменная резка

* В настоящей работе авторы использовали ВЧ транзисторные преобразователи фирмы «EP Systems» (Италия), а также модули, выполненные на основе ИДЛ, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона.

Таблица 5. Способы включения модулей

Структурная схема	Состояние		Технологическое применение
	коммутаторов	выходов	
	$K1:1$ $K2:1$ $K3:0$	$A:0$ $B:1$ $C:0$	Параллельное включение (при ММА сварке и механизированной МИГ/МАГ сварке на $I_{св} = 10...300$ А)
	$K1:0$ $K2:0$ $K3:1$	$A:0$ $B:1$ $C:0$	Последовательное включение (при воздушно-плазменной резке на режиме: $U_d = 150$ В; $I_{св} = 100$ А)
	$K1:0$ $K2:0$ $K3:0$	$A:1$ $B:0$ $C:1$	Раздельное включение (при двухпостовой ММА сварке и механизированной МИГ/МАГ сварке на $I_{св} = 5...150$ А)

Примечание. Приведенные данные соответствуют модулю с параметрами $U_{xx} = 75$ В и $I_{св} = 150$ А.

потенциометром, так и встроенным микроконтроллером.

Способы включения модулей по входу и выходу могут различаться в зависимости от решаемой технологической задачи. Если их входные параметры составляют 220 В и 50 Гц, то модули могут подключаться параллельно к однофазной питающей сети (1×220 В). Если количество модулей кратно трем, то предпочтительнее четырехпроводное включение (3×220 В), допускается также трехпроводное подключение к сети (2×220 В). При отсутствии трехфазной питающей сети всегда легко перейти к однофазному питанию входных цепей, что, несомненно, является преимуществом таких источников. Указанное устройство удобно использовать совместно с миниэлектростанциями.

По выходу модули включаются параллельно практически при всех способах дуговой сварки, последовательно — при воздушно-плазменной рез-

ке и периодически по времени — при реализации режима сварки на переменном токе.

Рассмотрим более подробно особенности построения и работы двухмодульного устройства, на базе которого можно создавать различные по конфигурации структурные схемы источников требуемого технологического назначения. В табл. 5 приведены отдельные структурные схемы, а также даны варианты их технологического применения. Практическая реализация всех технологических режимов, указанных в таблице, осуществляется двухмодульным многофункциональным источником, схема которого приведена на рис. 13. В состав устройства входят два идентичных силовых модуля $CM1$ и $CM2$, с блоками управления $БУ1$ и $БУ2$. Последние способны работать как в автономном режиме, так и по командам общего блока управления $БУ/О$, формирующего управляющие сигналы для блока коммутации режимов $БКР$. По его командам, определяющим состояние силовых

коммутирующих элементов $K1$, $K2$ и $K3$, с пульта управления задается необходимый технологический режим. Когда все коммутаторы разомкнуты, данное устройство способно работать в режиме двухпостовой сварки с полной развязкой сварочных контуров. При замыкании коммутатора $K3$ устройство переходит в режим воздушно-плазменной резки, при котором обеспечивается ток до 100 А.

Существенные трудности возникают в режиме параллельного включения модулей, что связано с тем, что в широких пределах ре-

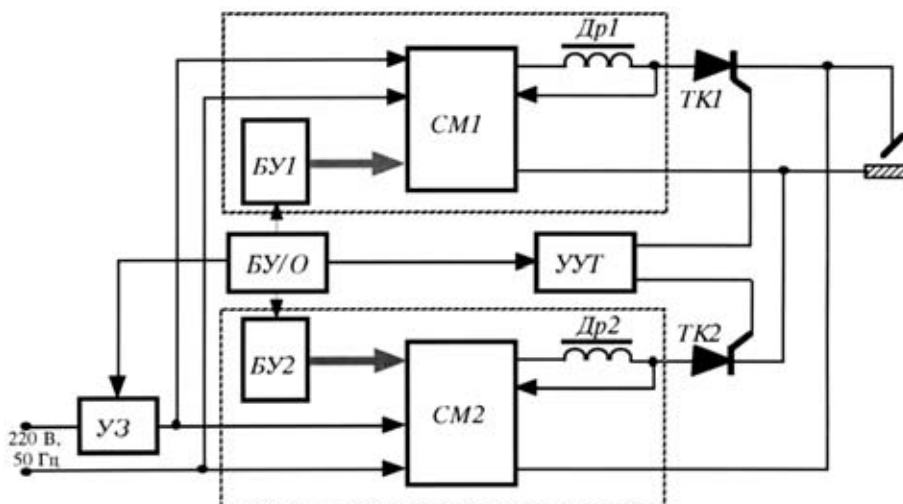


Рис. 14. Вариант структуры сварочного источника в режиме переменного тока

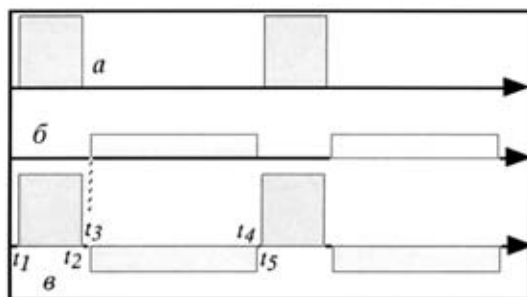


Рис. 15. Временные диаграммы работы устройства: а, б — соответственно импульсы; в — выходной ток источника

гулирования необходимо поддерживать равенство их выходных напряжений с погрешностью не хуже $\leq 5\%$. Это достигается схемой сравнения, которая входит в состав БУ/О. В качестве сигналов обратной связи используются среднеквадратические значения напряжений, действующих на $Dp1$ и $Dp2$.

Описанное устройство при незначительной доработке можно использовать для сварки на переменном токе. Вариант структуры сварочного источника с указанным функциональным назначением показан на рис. 14. Дополнительно в него включены устройство управления тиристорами (УУТ) и два силовых коммутатора $TK1$ и $TK2$, каждый из которых работает соответственно при формировании импульсов положительной и отрицательной полярности сварочного тока.

Алгоритм работы устройства можно объяснить с помощью временных диаграмм, представленных на рис. 15. В момент t_1 по команде БУ1 возбуждается модуль $CM1$ и одновременно открывается тиристорный коммутатор $TK1$. На выходе начинается формироваться импульс сварочного тока при положительной полярности. В момент t_2 сначала выключается $CM1$, а затем запирается $TK1$. Во временном интервале $t_2 - t_3$ на выходе источника отсутствует сварочный ток. Значение этого интервала выбирается из условия необходимого времени для затухания переходных процессов, связанных с коммутацией силовых элементов сварочного источника. В момент t_3 начинается фаза формирования импульса тока при отрицательной полярности. Последовательно запускается $CM2$ и от-

крывается коммутатор $TK2$. Отрицательный импульс сварочного тока прекращается в момент t_4 . В дальнейшем процессы повторяются с установленной оператором периодичностью. Временные интервалы $t_1 - t_2$ и $t_3 - t_4$ задаются с пульта управления и могут устанавливаться в диапазоне 5...500 мс. Амплитуды импульсов тока как при положительной, так и отрицательной полярности устанавливаются независимо в пределах 5...150 А. Таким образом, описанное устройство является достаточно удобным для сварки алюминиевых сплавов и других цветных металлов.

Учитывая современные требования к электромагнитной совместимости, источник снабжен устройством защиты УЗ питающей сети, которое представляет собой комбинированный фильтр нижних и верхних частот. Первый подавляет низкочастотные коммутационные помехи, второй — помехи, создаваемые ВЧП силовых модулей.

При создании модульной структуры сварочного аппарата одним из актуальных вопросов является выбор основного узла — СМ. Если остановиться, например, на стандартных модулях фирмы «EP Systems» типа W100E, W130E и W150E, то, как следует из табл. 6, для двух- и трехмодульных структур сварочного оборудования могут быть достигнуты указанные режимы по сварочному току.

Однако, как показывает опыт, приобретенный при создании таких устройств, предпочтительнее создание специализированного силового модуля, функциональное назначение которого бы наиболее полно соответствовало решаемой задаче. В этой связи нам представляются достаточно перспективными ВЧП, выполненные на основе элементов ИДЛ с синхронной коммутацией (см. рис. 7).

Управление процессом дуговой сварки при использовании ВЧП. Вопросы управления сварочными ВЧП достаточно подробно рассмотрены в работе [17]. Поэтому остановимся лишь на результатах, полученных в последние годы, и не вошедших в нее.

Прежде всего это относится к управлению по методу STT [44], основанному на использовании сил поверхностного натяжения для управляемого каплепереноса при МИГ/МАГ сварке. Этот алгоритм предложен и разработан специалистами фирмы «The Lincoln Electric Company» и имеет адаптивный характер, позволяющий улучшить энергетические показатели сварки, а также, что очень важно, резко сократить количество разбрызгиваемого металла.

Значительные успехи достигнуты при использовании алгоритмов, основанных на теории нечетких множеств [45] — так называемых фаззи-алгоритмах. Концепция на основе нечетких алгоритмов базируется на том, что правильно разработанный алгоритм управления работает аналогично высококвалифицированному сварщику [46]. Это значит, что от одного процесса сварки к другому он повышает качество своего функционирования, а следовательно, и получаемых сварных соединений, поскольку в нем заложен процесс самообучения. Иными словами, источники с такой сис-

Таблица 6. Варианты модульных структур

Продолжительность нагрузки, %	Сварочный ток, А	Двухмодульная структура	Трехмодульная структура
W100E			
100	60	120	180
60	80	160	240
35	100	200	300
W130E			
100	85	170	255
60	100	200	300
35	130	260	390
W150E			
100	100	200	300
60	120	240	360
35	150	300	450

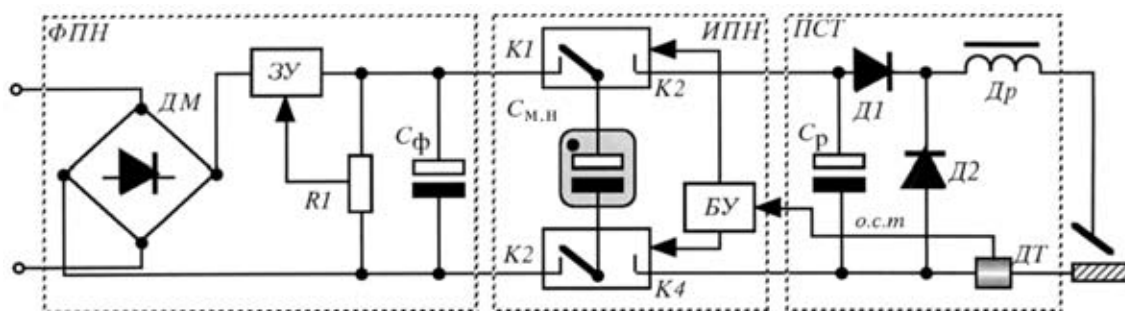


Рис. 16. Бестрансформаторный сварочный ВЧП

темой управления имеют обратную связь по качеству исполнения сварных соединений.

Некоторые авторы [47, 48] ведут поиск оптимальных алгоритмов на основе нейросетевых подходов. Способности к обучению нейронных сетей аналогичны способностям квалифицированного сварщика, что позволяет их использовать для оперативного управления сварочным процессом. Указанные сети [48] пригодны для управления глубиной проплавления при сварке тонколистовых материалов, отслеживания зазора и траектории сварки и управления перемещением горелки по ней, а также для построения математической модели ванны с целью расчета оптимального режима сварки. Возможны комбинированные подходы, когда используются одновременно нейроалгоритмы на основе нечеткой логики.

Уже сейчас описанные выше алгоритмы, основанные на методах искусственного интеллекта (ИИ), приводят к совершенно новым результатам в плане обеспечения высокого качества сварных соединений. Учитывая непрерывное совершенствование микроконтроллерных систем и рост их производительности, можно с уверенностью утверждать, что методы ИИ будут успешно внедряться в СО, повышая его качество и надежность.

Внешний вид и технические характеристики образцов сварочных ВЧП, разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона, в которых заложены указанные выше принципы, приведены на вклейке.

Перспективы развития оборудования для дуговой сварки на основе транзисторных ВЧП.

На основании приведенных выше сведений о работе в области сварочных ВЧП, выполненной в ИЭС им. Е. О. Патона за последние пять лет, а также анализа современных тенденций развития СО на базе ВЧП, можно говорить о широком применении высоконадежных силовых коммутаторов третьего и четвертого поколений, оснащенных средствами встроенного интеллекта. Появились новые схемотехнические решения силовых узлов, отличающиеся высокими КПД и коэффициентом мощности. Их системы управления выполнены на основе микроконтроллеров, которые реализуют адаптивные алгоритмы, например STT, а также ведутся работы по использованию алгоритмов на основе ИИ. Основными направлениями будущих исследований могут быть следующие.

По всей видимости, ведущие фирмы, производители СО, продолжают свои работы, связанные с поиском и совершенствованием новых решений

схем силовых узлов ВЧП сварочного тока применительно к различным способам дуговой сварки. Исследования будут направлены на повышение КПД и коэффициента мощности, расширение температурного диапазона работы в пределах ($-40...+50\text{ }^{\circ}\text{C}$), повышение надежности (наработка на отказ должна составлять не менее 5 тыс. ч), снижение уровня электромагнитных помех в соответствии с нормами европейских и мировых стандартов. Следовательно, есть основания предполагать, что дальнейшее развитие получат резонансные методы преобразования сварочного тока, которые позволят существенно увеличить рабочую частоту силовых модулей [49]. Это приведет к дальнейшему уменьшению массогабаритных характеристик. Если использовать такой показатель, как отношение массы сварочного аппарата к максимальному току, то очевидно он будет равен $0,01...0,015\text{ кг/А}$, т. е. инвертор на ток до 150 А по массе будет составлять 1,5... 2,0 кг. Для источников, работающих при очень низких (до $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$) температурах, могут быть рекомендованы способы синхронного силового выпрямления сварочного тока [16], исключающие применение высокочастотных конденсаторов с оксидным диэлектриком, не способных работать при указанных температурах. На базе достижений последних лет в области создания молекулярных накопителей [50] могут получить развитие способы бестрансформаторного преобразования сварочного тока [51]. Гипотетическая схема такого сварочного источника приведена на рис. 16. Источник состоит из трех основных узлов: формирователя постоянного напряжения (ФПН), импульсного преобразователя напряжения (ИПН) и преобразователя сварочного тока (ПСТ). В состав ФПН входит выпрямитель ДМ, зарядное устройство (ЗУ), уровень срабатывания которого задается потенциометром R1 и фильтрующий конденсатор C_ф. Импульсный преобразователь напряжения состоит из молекулярного накопителя C_{м.н} и блока ключей K1-K4, алгоритм коммутации которых задается БУ. Режим функционирования последнего определяется сигналом обратной связи по сварочному току o.c.t. В ИПН реализуется известный режим «летающего» конденсатора, с помощью которого обеспечивается квазигальваническая развязка между входным контуром и сварочной цепью. Работа блока ПСТ аналогична работе преобразователя, понижающего напряжения (см. табл. 2), поэтому ее описание мы не приводим.



Методы конструирования сварочных ВЧП претерпят существенные изменения. Например, узлы сварочных трансформаторов будут выполняться на платах печатного монтажа рядом с электронными блоками, что позволит устранить влияние на работу устройства паразитных параметров. При этом витки первичной обмотки могут быть выполнены травлением на самой плате, а вторичной, более мощной, — с применением технологии напыления на изолирующей прокладке. Магнитопроводы таких трансформаторов также могут быть созданы путем напыления порошка аморфного железа.

Будет осуществляться дальнейшая интеллектуализация СО на основе широкого применения однокристалльных ЭВМ с вычислительным ресурсом и производительностью, равными современным персональным компьютерам. В ряде случаев могут использоваться спецпроцессоры. В области программного обеспечения ожидается появление интегрированных сред и экспертных систем для различных способов сварки, ориентированных на применение алгоритмов ИИ.

Конкуренция в области сбыта СО потребует решения вопросов повышения его надежности. Выполнение этих задач может быть обеспечено за счет не только конструкторских решений и выбора щадящих режимов функционирования силовых узлов, но и резервирования наиболее критичных элементов, а также создания средств диагностического обеспечения [52]. В этой связи модульные сварочные аппараты получат дальнейшее развитие.

Больших перемен следует ожидать в сервисном обеспечении СО. Будут созданы новые устройства дистанционного контроля и управления источниками сварочного тока на основе радиоканала [53, 54]. Возможно, будут внедрены устройства речевого ввода команд управления режимами сварки.

Для повышения уровня электробезопасности СО уже созданы и внедрены детекторы тока утечки [55], с помощью которых в критических режимах обесточиваются силовые цепи. Особенно значима роль таких датчиков тока при использовании бестрансформаторных схем.

Таким образом, современный сварочный аппарат с ВЧП на 90 % представляет собой интеллектуальное электронное устройство. Компоненты электротехнической промышленности составляют от 5 до 10 %. Поэтому неудивительно, что ведущие фирмы в области силовой электроники, такие, как «Panasonic», «Hitachi», «Kawasaki» и др., составляют сейчас серьезную и все возрастающую конкуренцию на мировом рынке СО. Если сейчас ими успешно заполнена ниша источников для различных способов дуговой сварки, рассчитанных на токи до 500 А, работающих при нормальных условиях, то надо полагать, что они ведут разработки СО на токи 1000 А и более, а также для работы при низких (до -40°C) температурах и эксплуатации в тропических условиях. Тенденция развития электроники и успехи в области создания новых материалов, например, аморфное железо, свидетельствуют о том, что эти задачи будут решены в ближайшем будущем.

1. Лебедев В. К. Тенденции развития источников питания для дуговой сварки // Автомат. сварка. — 1995. — № 5. — С. 3–6.
2. Источники питания для дуговой сварки с использованием инверторов (Обзор) / И. В. Пентегов, С. Н. Мещеряк, В. А. Кучеренко и др. // Там же. — 1982. — № 7. — С. 29–35.
3. Carroll E., Klaka S., Linder S. Тиристоры IGCT. Новый подход к сверхмощной электронике // Электротехника. — 1998. — № 7. — С. 46–53.
4. Грехов И. В. Основные принципы построения мощных импульсных и высокочастотных генераторов на основе реверсивно включаемых динисторов // Там же. — 1991. — № 11. — С. 26–29.
5. Патон Б. Е., Лебедев В. К. Электрооборудование для дуговой и шлаковой сварки. — М.: Машиностроение, 1966. — 360 с.
6. Пилинский В. В. Источники вторичного электропитания с бестрансформаторным входом для электронной аппаратуры. — Киев: КПИ, 1985. — 104 с.
7. Иоффе Ю. Е., Можайский В. А. Универсальный сварочный инверторный источник общего назначения Invertex V300-1 // Свароч. пр-во. — 1998. — № 1. — С. 44–46.
8. Патон Б. Е., Лебедев А. В. Управление плавлением и переносом электродного металла при сварке в углекислом газе // Автомат. сварка. — 1988. — № 11. — С. 1–5.
9. SELCO: General Catalog. — 2001. — 16 s.
10. STEL: General Catalog. — 2002. — 40 s.
11. CEBORA: Interter TIG DC. — 2001. — 20 s.
12. CLOOS: Innovation aus — Tradition. — 2001. — 28 s.
13. KEMPP: Schweißmaschinen Mig-Bunner, Wig-Bunner. Austries Eng. Roboter. — 2001. — 85 s.
14. Fume Generation in Al-Mg alloy welding with AC-pulsed GMA welding method / M. Ushio, K. Nakata, M. Tanaka, et al. // Trans. JWRI. — 1994. — 23, № 1. — P. 21–26.
15. Progresso dellaqualita e dellaproduttivita nella saldatura di lamiere sottili con il procedimento MIG pulsato in corrente alternata / S. Hadara, H. Tong, T. Ueyama, M. Ushio // Rivista Italiana Della Saldatura. — 2001. — № 4. — P. 453–459.
16. Рудык С. Д., Турчианов В. Е., Флоренцев С. Н. Перспективные источники сварочного тока // Электротехника. — 1998. — № 7. — С. 8–13.
17. Схемотехника инверторных источников питания для дуговой сварки / Е. Н. Верещаго, В. Ф. Квасницкий, Л. Н. Мирошниченко, И. В. Пентегов. — Николаев: УГМТУ, 2000. — 284 с.
18. BESTER: Product Catalog. — 2001. — 16 s.
19. Kaulich G., Killing R. Entwicklung der Schweisstromquellen zum Lichtbogenschweissen // Praktiker. — 2000. — № 12. — S. 458–461.
20. Флоренцев С. Н., Савкин А. И. Гибридные силовые интегральные схемы и модули // Электроника. — 1991. — № 6. — С. 5–9.
21. Накано Э. Новые IGBT-модули фирмы Hitachi // Chip News. — 2000. — № 1. — С. 21–24.
22. Руководство по применению биполярных транзисторов с изолированным затвором (IGBT) и интеллектуальных силовых модулей (IPM) третьего поколения / Под ред. В. А. Павловского. — Киев, 1997. — 143 с.
23. Высокочастотные транзисторные преобразователи / Э. М. Ромаш, Ю. И. Драбович, Н. Н. Юрченко, П. Н. Шевченко. — М.: Радио и связь, 1988. — 288 с.
24. Маллетт Ч. Рекомендации по применению модульных преобразователей постоянного тока // Электроника. — 1992. — № 3–4. — С. 86–92.
25. Поликарпов А. Г., Сергиенко Е. Ф. Однотактные преобразователи напряжения в устройствах электропитания РЭА. — М.: Радио и связь, 1989. — 160 с.
26. Кобзев А. В., Михальченко Г. Я., Музыченко Н. М. Модуляционные источники питания РЭА. — Томск: Радио и связь, 1990. — 336 с.
27. Бас А. А., Миловзоров В. П., Мусолин А. К. Источники вторичного электропитания с бестрансформаторным входом. — М.: Радио и связь, 1987. — 160 с.
28. Функциональные устройства систем электропитания наземной РЭА / Под ред. В. Г. Костинова. — М.: Радио и связь, 1990. — 192 с.
29. Иванов-Пыганов А. И. Электропреобразовательные устройства РЭС. — М.: Высш. шк., 1991. — 272 с.
30. Ли Ф. К. Будущее — за резонансными источниками питания // Электроника. — 1990. — № 2. — С. 71–72.
31. Бункин П. Я., Донской А. В. Многопостовые сварочные системы. — Л.: Судостроение, 1985. — 228 с.

32. Патон Б. Е., Дудко Д. А., Коротынский А. Е. Источники питания на основе аккумуляторов для дуговой сварки // Автомат. сварка. — 1999. — № 1. — С. 29–34.
33. Lucas W. Electromagnetic emission from dc and ac TIG welding system // Welding & Metal Fabr. — 1995. — № 7. — P. 261–265.
34. Анисимов Я. Ф., Васильев Е. П. Электромагнитная совместимость полупроводниковых преобразователей и судовых электроустановок. — Л.: Судостроение, 1990. — 264 с.
35. Korotynsky A. E. Peculiarities of operation of high-frequency welding inverters on the basis of an artificial long line // The Paton Welding J. — 1999. — № 1. — P. 76–77.
36. Лиетти А. Передающие линии с сосредоточенными параметрами как импульсные генераторы синусоидальных колебаний очень большой мощности // Приборы для научных исследований. — 1969. — № 3. — С. 78–87.
37. Справочник по импульсной технике / Под ред. В. Н. Яковлева. — Киев: Техніка, 1971. — 656 с.
38. Вайбель. Генератор ВЧ-импульсов большой мощности // Приборы для научных исследований. — 1964. — № 2. — С. 27–29.
39. Геленидзе М. Н. Сварочные циклоконверторы и индуктивно-емкостные преобразователи: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. — Киев, 1988. — 33 с.
40. Dzelnitzki D. Modulare Mehrprozess — Strmquellen ermoglichen verschiedene schweissverfahren // Maschinenmarkt. — 1997. — 103, № 51. — S. 24–27.
41. Kombiniert primar und sekubdar getakte, computergesteuerte Schweissstromquelle mit hoher Dynamik / H. Mecke, W. Fischer, I. Merfert et al. // Schweissen und Schneiden. — 1998. — № 4. — S. 224–228.
42. Инверторный multifunctionальный модуль для электропитания сварочной дуги / Е. Н. Верещаго, В. Ф. Квасницкий, В. А. Бирик, В. Ф. Дымов // Автомат. сварка. — 1999. — № 11. — С. 29–33.
43. Paton B. E., Korotynskij A. E. Wielozadaniowe urzadzenie spawalnicze o przekształcalnej strukturze // Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach. — 1999. — № 5. — S. 33–35.
44. Квасов Ф. В. Особенности механизированной сварки с управляемым переносом электродного металла // Свароч. пр-во. — 1999. — № 8. — С. 27–31.
45. Herold H., Neubert G., Puder F. FUSSY — eine vielversprechende Methode zur Fehleruberwachung warend des Schweissens // DVS. — 1994. — № 170. — S. 40–44.
46. Rehfeldt D., Schmitz Th. Fuzzy logic in monitoring of arc welding // Proc. of the Intern. conf. «Joining of materials». — Denmark, 1995. — P. 477–486.
47. Гладков Э. А. Задачи прогнозирования качества и управления формированием шва в процессе сварки с использованием нейросетевых моделей // Свароч. пр-во. — 1996. — № 10. — С. 36–41.
48. Fakuda T., Shibata T. Theory and application of neural networks for industrial control system // IEEE. — 1992. — 39, № 6. — P. 472–489.
49. Сварка и родственные технологии на выставке в Эссене // Автомат. сварка. — 2002. — № 1. — С. 29–44.
50. Иванов А. М., Герасимова А. Ф. Молекулярные накопители электрической энергии на основе двойного электрического слоя // Электричество. — 1991. — № 8. — С. 16–19.
51. А. с. 1614010 СССР, МКН³ G 05 F 1/ 56. Бестрансформаторный стабилизированный источник питания / П. М. Сопрунюк, Л. Е. Ващенко, В. Е. Корепанов, О. А. Червинка. — Оpubл. 15. 12. 90; Бюл. № 46.
52. Коротынский А. Е. Функциональная и тестовая диагностика сварочного оборудования // Автомат. сварка. — 2001. — № 11. — С. 47–50.
53. Гребенко Ю., Шукин А. Радиоканальная система дистанционного контроля состояния // Chip News. — 2001. — № 4. — С. 48–49.
54. Яблоков Д. Модули радиоканала фирмы «Telecontrolli» // Ibid. — 2001. — № 5. — С. 36–37.
55. Кириленко В. А. Детектор тока утечки // Ibid. — № 6. — С. 54–56.

The paper deals with the main evolutionary stages of high-frequency welding converters based on power thyristorized switchboards. It is shown that the main successes in development of this type of welding equipment are chiefly related to achievements in the field of power electronics. New types of power modules based on structure distributions and cycloconverter circuits are described. Methods for further improvement and development of high-frequency welding sources are outlined.

Поступила в редакцию 12.04.2002