



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, Ю. Я. Грецкий,
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. 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;
tomik@mac.relc.com
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:

Е. Н. Казарова, В. И. Котляр,
Г. В. Ольшевская
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
утвержденных ВАК Украины изданий
для публикации трудов
соискателей ученых степеней

СОДЕРЖАНИЕ

Во имя будущего нужно очень много работать 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Ищенко А.Я., Лозовская А.В., Склабинская И.Е. Физическое моделирование тепловых процессов в металле ЗТВ при сварке алюминиево-литиевых сплавов 5

Чигарев В.В., Щетинин С.В. Распределение давления сварочной дуги 9

Черепивская Е.В., Рябов В.Р. Сварка давлением дисперсно-упрочненных композиционных материалов, содержащих частицы карбида кремния (Обзор) 13

Лабур Т.М. Влияние единичных внутренних дефектов на сопротивление разрушению сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов 21

Демиденко Л.Ю., Онацкая Н.А. Характер диффузии углерода в зоне контакта при прессово-термической электрогидроимпульсной сварке 24

Зяхор И.В., Кучук-Яценко С.И. Особенности формирования соединений меди с алюминием при сварке трением 27

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Шимановский А.В., Гордеев В.Н., Оглобля А.И., Перельмутер А.В., Микитаренко М.А., Горохов Е.В., Королев В.П. Техническое состояние строительных металлических конструкций в Украине 33

Майерс Л., ЛаФламм Г. Электронно-лучевая сварка-пайка рабочих колес компрессоров 39

Бернадский В.Н., Рябцев И.А. Мобильные установки для ручной и механизированной лазерной сварки и обработки металлов (Обзор) 44

Копиленко Е.А., Павленко Г.В., Самохина Т.И., Чмыхов Н.В., Юматова В.И. Контроль и испытания сварочного оборудования, серийно выпускаемого фирмой «СЭЛМА», и его соответствие требованиям ДСТУ ISO 9001-95 (Фрагменты системы качества) 48

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Арсенюк В. В. Взаимодействие меди с нерастворимыми примесями в условиях импульсной деформации при сварке давлением 51

Бродовой В. А., Гуца О. И., Кузьменко А. З., Михеев П. П. Взаимодействие остаточных напряжений в зонах концентратора и трещины усталости 52

Диссертация на соискание ученой степени 54

Патенты в области сварочного производства 54

По зарубежным журналам 56

ХРОНИКА

Наши поздравления 58

РЕКЛАМА 59

Главные спонсоры журнала: ОАО «Фирма СЭЛМА»



Каховский завод электросварочного оборудования
Новокраматорский машиностроительный завод



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, Yu. Ya. Gretsii, 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. 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
tomik@mac.relc.com
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, V. I. Kotlyar,
G. V. Olshevskaya
Electron galley
I. S. Batasheva, I. R. Naumova,
I. V. Petushkov, T. Yu. Snegireva

CONTENTS

To work hard for the benefit of the prosperous future 3

SCIENTIFIC

Ishchenko A. Ya., Lozovskaya A. V., Sklabinskaya I. E. Physical modeling of thermal processes in HAZ metal in welding aluminium-lithium alloys 5
Chigaryov V. V., Shchetinin S. V. Distribution of welding arc pressure 9
Cherepivskaya E. V., Ryabov V. R. Pressure welding of dispersion-strengthened composite materials with silicon carbide particles (Review) 13
Labur T. M. Influence of isolated inner defects on fracture resistance of welded joints in aluminium-lithium alloys 21
Demidenko L. Yu., Onatskaya N. A. Nature of carbon diffusion in the zone of contact in press-thermal electrohydraulic-pulsed welding 24
Zyakhov I. V., Kuchuk-Yatsenko S. I. Features of joint formation in friction welding of copper to aluminium 27

INDUSTRIAL

Shimanovsky A. V., Gordeev V. N., Ogloblya A. I., Perelmuter A. V., Mikitarenko M. A., Gorokhov E. V., Korolev V. P. Technical condition of building metal structures in Ukraine 33
Myers L., LaFlamme G. Electron beam braze-welding of compressor impellers 39
Bernadsky V. N., Ryabtsev I. A. Mobile units for manual and mechanized laser welding and processing of metals (Review) 44
Kopilenko E. A., Pavlenko G. V., Samokhina T. I., Chmykhov N. V., Yumatova V. I. Control and testing of welding equipment, serial-produced by «SELMA» company and its compliance to the requirements of DSTU ISO 9001-95 (Quality Assurance System Elements) 48

BRIEF INFORMATION

Arsenyuk V. V. Copper interaction with insoluble impurities under pulsed deformation in pressure welding 51
Brodovoy V. A., Gushcha O. I., Kuzmenko A. Z., Mikheev P. P. Interaction of residual stresses in the stress raiser zones 52
Thesis for scientific degree 54
Patents in the field of welding 54
Review of foreign journals 56

NEWS

Our congratulations 58

ADVERTISING 59

Journal «Avtomaticheskaya Svarka» is published in English under the title
«The Paton Welding Journal».

Concerning publication of articles, subscription and advertising, please, contact:
tel.: (380 44) 227 67 57, fax: (380 44) 227 46 77, E-mail: tomik@mac.relc.com

ВО ИМЯ БУДУЩЕГО НУЖНО ОЧЕНЬ МНОГО РАБОТАТЬ



12 июля состоялась традиционная пресс-конференция председателя правления АО «Новокраматорский машиностроительный завод» (г. Краматорск, Донецкой области), генерального директора НКМЗ Г. М. Скударя, на которой он подвел итоги производственно-экономической деятельности за первые шесть месяцев 2001 г. Подобные встречи всегда выходят за рамки объявленной тематики. Во-первых, Георгий Маркович является для Краматорска знаковой личностью, и к его словам прислушиваются, ему подражают. Во-вторых, НКМЗ как градообразующее предприятие несет в своей сердцевине принцип: «Завод — это город, город — это завод», а для Краматорска это ассоциируется с развитием.

Основные технико-экономические показатели за первое полугодие свидетельствуют о прогрессивном развитии НКМЗ и превышают цифры прошлого года в 1,5...2,2 раза. На 22 млн дол. США профинансированы программы технического перевооружения, сейчас на заводе обсуждается план развития на 2002 г.

Вех полугодия много. Это создание участка по изготовлению инструмента, который повысит производительность труда в 1,5...3 раза и значительно улучшит качество изделий. Сдана в эксплуатацию установка глубокого вакуумирования, и теперь на НКМЗ получают сталь очень высокого качества. Точность изготовления зубьев и зацеплений на новом зуборезном участке выше ГОСТов, и продукция участка пользуется спросом у заказчика. В механикообрабатывающих цехах с начала года сданы в эксплуатацию 46 новых станков. Это новые рабочие места, новый качественный уровень.

Кроме того, ведется освоение технологии производства валков с рабочим слоем из специальных марок стали и чугуна, которая расширит номенклатуру композитных прокатных валков, включая опорные, до конца года будет осуществлена реконструкция четырех вертикальных печей с целью повышения качества термообработки и экономии энергоносителей, введены в эксплуатацию участок сварки больших толщин, очередная машина термической резки с ЧПУ, создана станция смешения инертных газов.

К значимым событиям нынешнего года можно отнести завершение поставки Енакиевскому металлургическому заводу комплекса из установки «печь-ковш» и машины непрерывного литья заготовок, пуск которого состоится в ноябре. Череповецкому металлургическому комбинату «Северсталь» отправлен плавильный агрегат. Отгружены 16 проходческих комбайнов, но, к сожалению, почти все они ушли в Россию.

На второе полугодие у НКМЗ намечены очень серьезные планы. Решится судьба нескольких тендеров, в которых участвует предприятие. Есть на-

дежда, что новокраматорцы их выиграют. Сейчас рассматриваются поставки во Францию, Бельгию, на Новоліпечкий металургический комбинат и «Северсталь», идет речь о реконструкции стана 5000 на Ижорском заводе, Мариупольского комбината им. Ильича, в область реального переходит реконструкция «Криворожстали» и «Азовстали».

Сейчас на заводе внедряется четыре инвестиционных проекта по программам территорий приоритетного развития и их реализация даст заводу новый импульс развития.

Планировалось, что в 2001 г. зарплата на НКМЗ составит как минимум 1000 грн. Второй квартал дал показатель в 1060 грн. Финансовые возможности предприятия позволили не только содержать базы отдыха, но и начать ремонт в пансионате «Машиностроитель» на Азовском море, реконструировать один корпус заводского дома отдыха, взять в аренду на 10 лет санаторий в Крыму. В настоящее время приобретается медицинская техника для лечебных учреждений города. До конца июля будет поставлено оборудования на 400 тыс. грн., остальное, на 600 тыс. грн., поступит до конца года. Согласно последнему решению совета и правления акционерного общества будет оказана помощь на 80 тыс. грн. четырем городским школам.

Довольно приятной новостью для краматорчан является тот факт, что, несмотря на то, что доля отчисления налогов в городской бюджет в нынешнем году существенно уменьшилась, заводчане с начала года направили в городскую казну 10,7 млн грн., и эта сумма на 2,2 млн грн. больше, нежели в первой половине прошлого года.

В городской пенсионный фонд в этом году от НКМЗ уже поступило 28,3 млн грн., что в 1,8 раза превышает суммы, перечисленные в первой половине прошлого года. Если завод и дальше будет идти такими темпами, то его отчисления составят 80 % всех пенсионных средств Краматорска.

Мы не просто обречены на выживание. С нами считается мир, мы поставляем продукцию в развитые страны, обновляем собственное производство.

НКМЗ был заводом заводов, им и останется. Люди и завтра будут ездить на автомобилях, плавить металл, изготавливать пресс-формы, добывать полезные ископаемые.

О Харцызске, например, можно было подумать, что город обречен. Но там оказались руководители и коллективы, которые сказали «нет» пропасти. Мы создали вместе с трубниками линию для производства одношовных труб диаметра 1060 мм. Это мировой уровень. Сейчас потребовалась труба диаметром 1220 мм. Мы очень быстро вместе с ними создали новый режим, и линия сегодня выдает трубу необходимого диаметра, т. е. это за пределами технического проекта линии. В сентябре пойдет новая труба — диаметром 800 мм, потому что завод выиграл тендер на поставку в Иран.

Мы сегодня профинансировали контракт стоимостью 11 млн грн. с Краматорским станкостроительным заводом на поставку четырех станков. КЗТС, кроме того, взялся за реконструкцию для НКМЗ восьми расточных станков «Шкода», хотя раньше этим не занимался.

Безусловно, наши предприятия будут жить. Конечно, нужно приложить много труда, чтобы создать новые рабочие места. Это большой труд, но одновременно и необходимость. По такому пути идет весь мир.

В заключение позвольте кратко остановиться на впечатлениях, которые я вынес с саммита Европейского сообщества, проходившего в Зальцбурге. Участие в нем позволило увидеть тенденции развития сообщества, определить место Украины и

НКМЗ в мировом рынке.

Сегодня Европейское сообщество изменило условия приема для стран-претендентов. Во-первых, оговаривается снятие всех таможенных преград на пути товаров. Во-вторых, речь идет о свободном перемещении рабочей силы в пределах Европы. Естественно, англичанин не придет работать в нашу шахту, значит, это будет перемещение нашей рабочей силы туда. Третье условие: свободная продажа земли. При этом пенсионное обеспечение, социальная сфера, воспитание детей и вообще развитие — это внутреннее дело страны.

И если мы у себя в стране немедленно не предпримем меры для резкого повышения производительности труда, для введения новых технологий, создания новых товаров, новых социальных условий, если мы не начнем резко увеличивать объемы производства, то без всякой борьбы отдадимся Европе на растерзание. Это главный вывод, который я сделал на саммите.

И сегодня, хотим мы этого или нет, отдельно стоящей независимой от Европы Украина никогда не будет. Мы производим на душу населения продукции в год всего лишь на 600 дол. США. Во Франции, Германии, Англии для одного человека выпускается продукции на 25 тыс. дол. Если мы хотим в рыночной экономике жить достойно, надо очень много работать. И надеяться только на себя.

Г. М. Скударь,
председатель правления АО
«Новокраматорский машиностроительный завод»



ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В МЕТАЛЛЕ ЗТВ ПРИ СВАРКЕ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ

Чл.-кор. НАН Украины А. Я. ИЩЕНКО, А. В. ЛОЗОВСКАЯ, канд. техн. наук, И. Е. СКЛАБИНСКАЯ, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследованы микроструктура, твердость и прочность образцов сплавов 1420, 1460 и 1201, полученных методом имитации условий нагрева металла в ЗТВ при сварке плавлением, в том числе после дополнительного искусственного старения. Установлено, что наибольшей стойкостью твердого раствора характеризуется сплав 1420 (система Al-Mg-Li), который менее других склонен к отжигу металла в ЗТВ. Сплав 1201 (система Al-Cu-Mn) наиболее сильно разупрочняется в ЗТВ, отжиг его происходит в широком температурном диапазоне и при искусственном старении свойства в этой зоне восстанавливаются в наименьшей степени по сравнению со сплавами 1420 и 1460 (система Al-Cu-Li).

Ключевые слова: имитация, сварка, зона термического влияния, структурные превращения, разупрочнение, термическая обработка, твердость, прочность, структура, упрочняющие фазы, возврат, отжиг, старение

Формирование соединений при сварке плавлением осуществляется в условиях определенного термического цикла. Термически упрочненный основной металл в зоне термического влияния (ЗТВ) подвергается нагреву в широком диапазоне температур от комнатной до температуры плавления сплава. Термический цикл, которому подвергается данная точка ЗТВ, характеризуется относительно быстрым нагревом, за которым следует более медленное охлаждение. Кратковременность процесса сварки обуславливает особую кинетику структурных превращений в свариваемом металле, отличающихся от таковых при обычной классической термической обработке [1]. От скорости охлаждения зависит общее время пребывания металла в зоне влияния повышенных температур и, следовательно, полнота превращений.

Все структурные преобразования обуславливают снижение твердости (разупрочнение) металла в ЗТВ по сравнению с исходным состоянием. Свойства основного металла в ЗТВ прежде всего определяются состоянием твердого раствора. Здесь следует рассматривать два противоположно направленных одновременно происходящих процесса: растворение упрочняющих выделений с образованием вновь твердого раствора и дальнейший распад твердого раствора с частичной коагуляцией упрочняющих фаз.

Наблюдается четкая связь свойств: твердости, прочности и состояния сплава на стадиях выделения или растворения упрочняющих частиц [1]. Наиболее наглядно это можно выявить на стадии после проведения дополнительной операции искусственного старения при оптимальных режимах для каждого конкретного сплава. Анализ собственных исследований по разупрочнению алюминиевых сплавов при сварке свидетельствует о том, что одинаковый уровень твердости в металле ЗТВ может

быть получен как на стадии отжига (дальнейшего распада твердого раствора легирующих элементов в алюминии), так и на стадии закалки (образования снова твердого раствора в результате высокотемпературного возврата к закаленному состоянию).

На примере сплава 2219 детально исследованы особенности структурных превращений в металле ЗТВ в зависимости от исходного структурного состояния свариваемого металла. Установлено, что зона высокотемпературного растворения упрочняющих фаз образуется независимо от исходной структуры основного металла, так как температура нагрева основного металла возле границы сплавления достаточно высокая и может превышать температуру закалки ($T_M \geq T_Z$), чтобы вызвать растворение любого упрочняющего выделения, а последующее снижение температуры достаточно быстрое, чтобы вызвать выделение основных частиц. Возможность низкотемпературного растворения упрочняющих частиц определяется не только термическим циклом сварки, но и исходной структурой. Степень растворения при низких температурах (250...300 °C) определяется размером выделений, типом решетки, их когерентностью по отношению к матрице. Собственно когерентная связь контролирует скорость диффузии. Процесс растворения когерентных частиц происходит быстрее, чем некогерентных, т. е. зоны Гинье-Простона (ГП) растворяются быстрее, чем θ -фаза. Между участками низко- и высокотемпературного растворения упрочняющих фаз могут образовываться более равновесные фазы (вместо зон ГП — θ'' , θ' , вместо θ' - θ), что сопровождается отжигом сплава [2].

В реальных сварных соединениях разделить эти участки и определить их размеры в металле ЗТВ тяжело, так как они малы по размеру и процесс распада твердого раствора совпадает с его образованием. В связи с этим проведены специальные исследования по изучению свойств и структуры отдельных образцов металла после их термической обработки в условиях, имитирующих термический цикл сварки. Такие исследования дают возможность прогнозировать поведение алюминиевых



сплавов различных систем легирования при сварке.

Материалы и методика. Исследовали термически упрочненные сплавы двух систем легирования: Al-Mg-Li (сплав 1420), Al-Cu-Li (сплав 1460). Для выяснения влияния лития на особенности превращения в металле ЗТВ при сварке сплава 1460 с небольшими добавками (0,08%) скандия такие же эксперименты были проведены на сплаве системы Al-Cu (сплав 1201) без этих добавок. Экспериментальным путем при сопоставлении реальных термических циклов при сварке с кривыми нагрева и охлаждения образцов в различных средах было установлено, что термическую обработку образцов целесообразно проводить в металлической ванне расплавленного олова, а охлаждение — на воздухе. Наиболее пригодны для измерения твердости и исследования структуры оказались образцы толщиной 3 мм; для определения прочности — цилиндрические образцы с рабочей частью диаметром 3 мм.

Регистрация термического цикла нагрева показала, что на поверхности образца достигается температура ванны примерно за 2 с, а весь образец нагревается за 3 с. Заметного снижения температуры расплава и растворения поверхности при погружении образца и нагреве до температуры 500 °C не происходит. При 550...580 °C наблюдается частичное, локальное растворение алюминиевого образца в ванне. Поэтому при более длительных выдержках поверхность исследуемых образцов для механических испытаний предварительно покрывалась тонким слоем оксида алюминия. Измерения твердости и механические испытания проводили сразу после нагрева образцов. Для определения состояния твердого раствора применяли искусственное старение образцов, в процессе которого

выявилась его склонность к распаду, т.е. к процессам упрочнения-разупрочнения. Режимы искусственного старения были типичными промышленными режимами для каждого сплава [3].

Степень упрочнения при таком старении непосредственно связана с концентрацией твердого раствора, который образовался в результате изотермической выдержки при соответствующей температуре имитирующего нагрева. Это позволило оценить характер и степень структурных превращений, которые происходят при нагреве, а также возможность дальнейшего упрочнения металла сварных соединений.

Максимальная температура нагрева была близкой к температуре неравновесного солидуса, минимальная соответствовала температуре отжига или перестаривания. Нагрев образцов осуществляли с температуры 250 до 550...580 °C в течение 3, 5, 10, 20, 30, 60, 100, 180, 300, 600 и 2000 с. На образцах сплава 1420 исследовано изменение прочности, твердости и структуры в зависимости от температурно-временных условий обработки.

Результаты исследований. На примере сплава 1420 экспериментально установлено подобие графиков изменения прочности и твердости в зависимости от времени и температуры нагрева (рис. 1, 2). Непосредственно после нагрева до 250 °C и выдержке 2000 с прочность сплава 1420 снижается от 520 в исходном состоянии (закалка + искусственное старение) до 421 МПа, а *HRB* — от 104 до 92. После последующего искусственного старения сплав частично восстанавливает свойства ($\sigma_B = 490$ МПа, *HRB* 98). Степень снижения этих характеристик не превышает 6% и свидетельствует о том, что при нагреве одновременно протекали два процесса: дальнейший распад твердого раствора за счет роста упрочняющих частиц, а также растворение мелких частиц и восстановление состояния твердого раствора. С увеличением темпера-

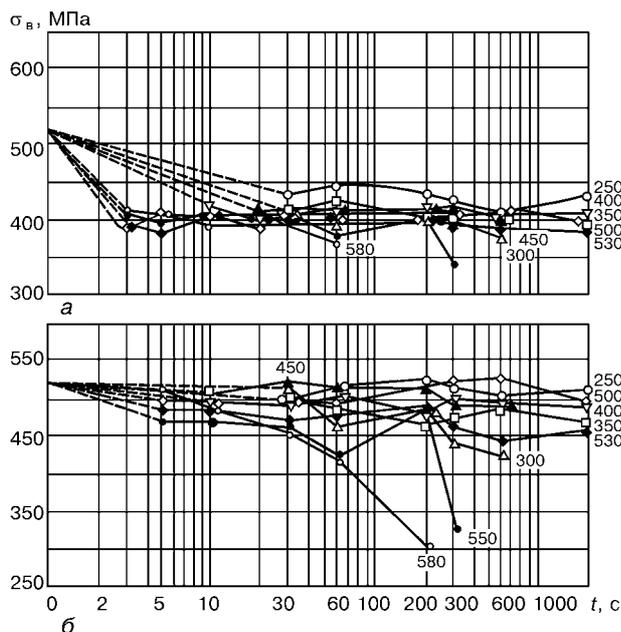


Рис. 1. Кривые изменения прочности образцов сплава 1420 в зависимости от температурно-временных режимов обработки: а — непосредственно после нагрева; б — после последующего искусственного старения (здесь и далее на кривых указаны значения температуры, °C)

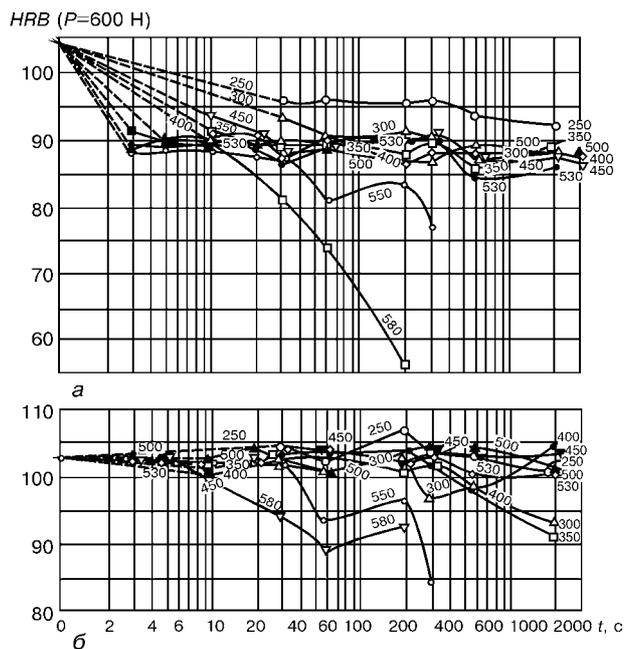


Рис. 2. Кривые изменения твердости сплава 1420: а — непосредственно после нагрева; б — после последующего искусственного старения

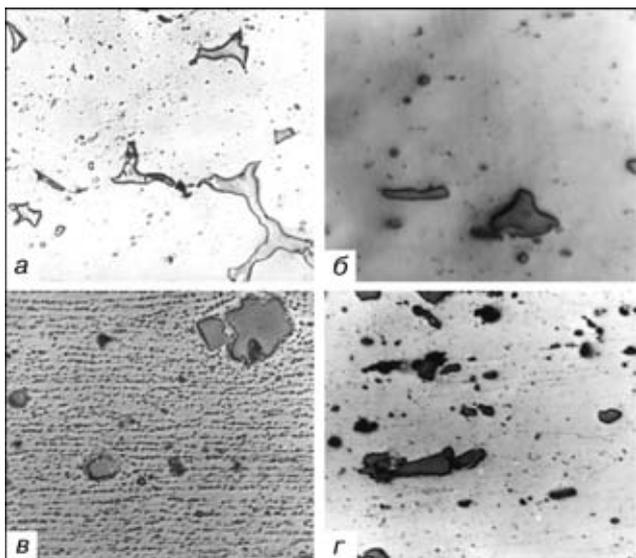


Рис. 3. Микроструктура образцов сплава 1420 после термической обработки в условиях, имитирующих термический цикл сварки (X1000, уменьш. 1/5): а — 580 °С, 200 с; б — 450 °С, 2000 с; в — 350 °С, 2000 с; г — 250 °С, 30 с

туры нагрева от 300 до 400 °С и выдержках до 300 с разупрочнение сплава не наблюдается, так как процесс восстановления (возврата) твердого раствора превалирует над процессом перестаривания. Степень разупрочнения составляет 11... 14 % только лишь при выдержках более 600 с.

Температура 400 °С является температурой постепенного перехода от процесса низкотемпературного возврата, частичного отжига к непосредственному образованию твердого раствора, т. е. закалке. Незначительное снижение твердости (частичный отжиг сплава) наблюдается в интервале времени 300... 600 с. При повышении температуры до 450 °С возврат к закаленному состоянию усиливается. Начиная с температуры 550 °С и выдержке более 30 с в сплаве происходят необратимые процессы, обусловленные оплавлением структурных составляющих и образованием элементов перегрева, что сопровождается резким снижением твердости и прочности. Подтверждением этого являются изменения структуры образцов сплава 1420 (рис. 3). В структуре металла в исходном состоянии присутствуют крупные первичные интерметаллиды и мелкие вторичные ($Mg_{17}Al_{12}$, Mg_2Al_3 , $LiAl$, $LiMgAl_2$). Вторичные упрочняющие частицы $LiAl_3$ выявляются только с помощью трансмиссионной микроскопии. Количество, форма и размеры первичных интерметаллидов не изменяются при нагреве в интервале температур 250... 500 °С. При достижении температуры 550 °С и выше наблюдается их оплавление с образованием прослоек и несплошностей (рис. 3, а). В структуре образцов, нагретых до $T = 300... 350$ °С и значительных выдержках (~ 600 с), увеличиваются количество и размеры вторичных выделений, что свидетельствует о дальнейшем распаде твердого раствора и коагуляции упрочняющих частиц. При 400... 450 °С — наоборот, наблюдается растворение упрочняющих фаз, а структура сплава приближается к его структуре в исходном состоянии.

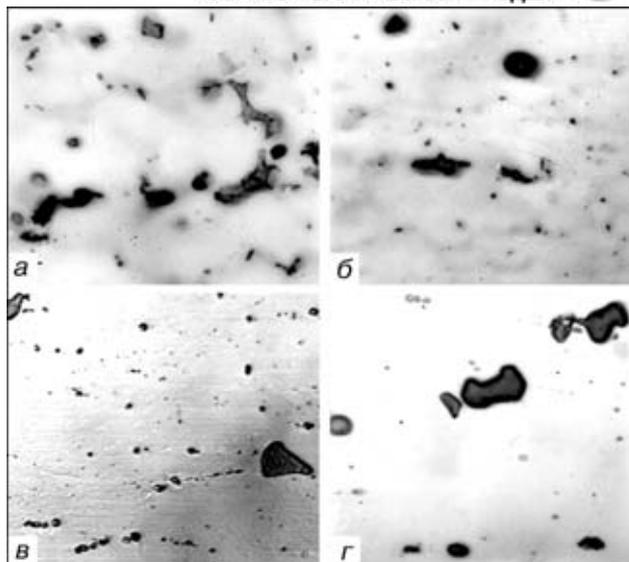


Рис. 4. Микроструктура различных участков металла ЗТВ сварного соединения сплава 1420 (X1000, уменьш. 1/5): а — непосредственно у границы сплавления; б, в — соответственно на расстояниях 1 и 3 мм от границы сплавления; г — исходное состояние

При сопоставлении структуры реальных сварных соединений (рис. 4) со структурой исследуемых образцов (рис. 3) видно, что вблизи границы сплавления имеет место образование аналогичных структур перегрева. При анализе тонкой структуры выявлено, что границы зерен и блоков на этом участке обогащены включениями δ - и S -фаз, а по их телу наблюдаются равномерно распределенные мелкодисперсные выделения δ -фазы, что характерно для сплава 1420 в закаленном состоянии. Участки структуры, характерные для сплава в состоянии отжига, практически отсутствуют в ЗТВ при сварке металла толщиной 2...4 мм. В этом случае структура характеризуется наличием тех же фаз при их незначительной коагуляции. Твердость этой зоны снижается на 5... 10 % по сравнению с твердостью металла в исходном состоянии.

Структура основного металла сплава 1420 в состоянии закалка + искусственное старение + нагартовка характеризуется наличием мелкодисперсных выделений δ -фазы, включениями S -фазы и большой плотностью дислокаций. Возврат металла к исходному состоянию в ЗТВ возможен в двух температурных зонах 250... 300 и 400... 500 °С при кратковременных нагревах. Между этими зонами может наблюдаться (небольшого размера) зона снижения твердости (частичный отжиг). Она более четко выражена при сварке металла большой толщины (10 мм) и при значительном тепловложении.

Более сложные зависимости изменения состояния твердого раствора металла получены для сплава 1460. Разупрочнение сплава в условиях сварочного нагрева происходит в широком температурно-временном диапазоне, а именно при 300 °С и выдержке 200 с и больше; при 400 °С и выдержке от 3 с и больше; при 450 °С и выдержке от 3 до 60 с (рис. 5). Начиная с температуры 450 °С и выдержки более 1... 3 мин и 500 °С и выдержке

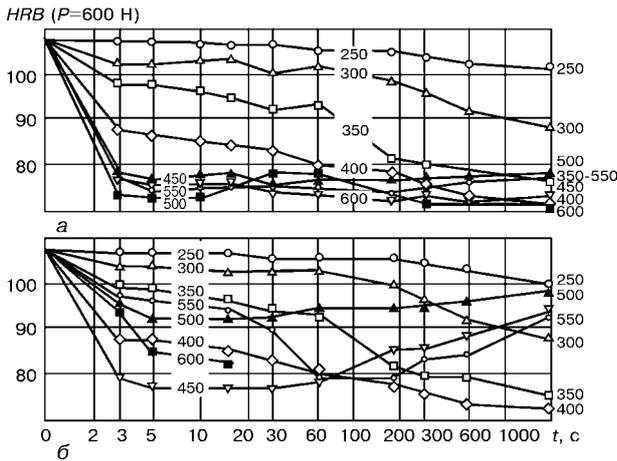


Рис. 5. Кривые изменения твердости сплава 1460 в зависимости от температурно-временных режимов обработки: *a* — непосредственно после нагрева; *b* — после последующего искусственного старения

от 5 с процесс распада твердого раствора сменяется процессом его образования.

Сопоставление результатов измерения твердости образцов сплавов 1460 и 1201 показывает, что характер и степень разупрочнения их примерно одинаковы (рис. 5). Для сплава 1460, начиная с температуры 450 °С при выдержке 60 с, наблюдается восстановление твердости, что свидетельствует о процессах возврата. Для сплава 1201 переход к высокотемпературному возврату наблюдается при более высокой температуре (500 °С). Температура 450 °С для сплава 1201 является температурой отжига на всем исследованном промежутке выдержек. При $T = 500$ °С (выдержка 5 с) происходит дальнейший распад твердого раствора, что сопровождается снижением твердости. При выдержке более 30 с процесс растворения упрочняющих фаз превалирует над процессом коагуляции, что способствует повышению твердости. Степень возврата к закаленному состоянию усиливается с увеличением выдержки и температуры. При дальнейшем повышении температуры до 550 °С и выдержке до 30 с наблюдается максимальная степень возврата к закаленному состоянию, о чем свидетельствует уровень твердости сплава 1201 после искусственного старения. Дальнейшее увеличение выдержек при 550 °С приводит к снижению твердости сплава после искусственного старения вследствие развития необратимых процессов оплавления структурных составляющих (температура близка к температуре солидуса).

Таким образом, полученные результаты влияния условий нагрева на структуру и твердость об-

Microstructure, hardness and strength of samples of alloys 1420, 1460 and 1201 produced by the method of simulation of metal heating in the HAZ in fusion welding, were studied, in particular after additional artificial ageing. It is found that alloy 1420 (Al-Mg-Li system), less prone to metal annealing in the HAZ, than other alloys, has the highest solid solution resistance. Alloy 1201 (Al-Cu-Mn system) is softened to the highest degree in the HAZ, its annealing proceeds in a broad temperature range and at artificial ageing this zone restores its properties to the smallest degree, compared to alloys 1420 and 1460 (Al-Cu-Li system).

разцов исследуемых сплавов свидетельствуют о наличии трех основных превращений:

высокотемпературного возврата к закаленному состоянию вследствие растворения упрочняющих фаз, т. е. образование твердого раствора (400... 550 °С);

дальнейшего распада твердого раствора с частичной коагуляцией упрочняющих фаз (400... 500 °С);

низкотемпературного возврата, обусловленного растворением отдельных мелких частиц (250... 350 °С).

Все эти структурные превращения обуславливают снижение твердости, т. е. разупрочнение металла в ЗТВ по сравнению с исходным состоянием.

При повторном искусственном старении сварных соединений удастся частично восстановить механические свойства сплавов в зонах, где происходит возврат.

Необратимое уменьшение твердости происходит в зоне отжига, температурный диапазон которого смещается в сторону более высоких температур, вследствие кратковременности нагрева.

Установлено, что среди трех исследованных сплавов наиболее высокую стойкость твердого раствора в условиях сварки имеет сплав 1420, который меньше других склонен к отжигу. Разупрочнение его в основном обусловлено явлением возврата. Сплав 1460 (Al-Cu-Li) более склонный к разупрочнению в ЗТВ и в процессе искусственного старения в меньшей степени восстанавливает свойства, чем сплав 1420.

Базовый сплав без лития 1201 (Al-Cu) наиболее склонный к распаду твердого раствора и разупрочнению металла в ЗТВ, так как отжиг происходит в более широком температурном диапазоне и при искусственном старении свойства в этой зоне значительно меньше восстанавливаются по сравнению с алюминиево-литиевым сплавом 1460.

1. Давыдов В. Г., Захаров В. В., Захаров Е. Д., Новиков И. И. Диаграммы изотермического распада раствора в алюминиевых сплавах. — М.: Металлургия, 1973. — 152 с.
2. Дюмолт С. Д., Лафлин Д. Е., Вильямс Дж. К. Влияние сварки на микроструктуру термически обрабатываемого сплава 2219 // Сварка алюминиевых сплавов криогенного и общего назначения: Материалы совет.-америк. сем. — Киев: Наук. думка, 1984. — 150 с.
3. Справочник по алюминиевым сплавам / Ю. Г. Гольдер, В. М. Гришина, В. Е. Доронина и др. — М.: ВИЛС, 1978. — 132 с.

Поступила в редакцию 04.10.2000



РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДАВЛЕНИЯ СВАРОЧНОЙ ДУГИ

В. В. ЧИГАРЕВ, д-р техн. наук, **С. В. ЩЕТИНИН**, инж. (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Экспериментально установлено, что с расчетом скорости сварки возрастает индукция электромагнитного поля в зоне сплавления. При этом увеличиваются направленные вниз электромагнитная сила и магнитное давление, влияющие на образование подрезов.

Ключевые слова: дуговая сварка, электромагнитные силы, давление дуги, составной электрод, активное пятно, формирование шва

Давление сварочной дуги и электромагнитные силы сварочного тока, направленные вниз в значительной степени определяют формирование швов при односторонней сварке на флюсовой подушке. В работе [1] установлено, что давление дуги является результатом пинч-эффекта, т.е. сжатия плазмы собственным магнитным полем дуги. Большой вклад в теоретическое рассмотрение основных видов силового воздействия сварочной дуги, исходя из его электромагнитной природы, внесли В.К.Лебедев и И. В. Пентегов [2, 3].

В литературе давлением дуги часто называют ее силовое воздействие на всю поверхность ванны, что, по справедливому замечанию А. А. Ерохина [4], нельзя признать удачным, так как оно имеет размерность силы, а не давления. Поэтому наиболее детально разработанные методики измерения силового воздействия весовым методом [5–8] не пригодны для измерения давления дуги. Существующие методики измерения распределения давления дуги разработаны только для сварки неплавящимся электродом неподвижной или перемещающейся с постоянной скоростью дугой [9–11].

При односторонней сварке на флюсовой подушке на жидкий металл сварочной ванны действуют направленные вниз силы давления дуги P_d , электромагнитная сила $P_{эм}$ (рис. 1), сила гидродинамического давления жидкого металла $P_г$, а также направленные вверх силы поверхностного натяжения $P_{п.н}$ и давления флюсовой подушки $P_{ф.п.}$. При этом

$$P_d + P_{эм} + P_г = P_{п.н} + P_{ф.п.} \quad (1)$$

Давление дуги и действующие на жидкий металл ванны электромагнитные силы определяют формирование швов при односторонней сварке.

Для измерения распределения давления в реальных условиях перемещающейся дуги, горячей на плавящемся электроде под флюсом, разработана специальная методика (рис. 2), заключающаяся в следующем. Предварительно установленный по оси шва зонд 3 при приближении электрода 1 перемещается под действием дуги по вертикали. Линейные перемещения зонда преобразуются электронно-механическим преобразователем 6 в пропорциональный электрический сигнал постоянного тока, который усиливается усилителем 7 и фиксируется осциллографом 8. Измерение линейных перемеще-

© В. В. Чигарев, С. В. Щетинин, 2001

ний зонда, пропорциональных давлению дуги, дает кривую распределения давления по активному пятну. В качестве зонда используется стержень из кварцевого стекла, характеризующегося низкой теплопроводностью — в 400 раз меньше теплопроводности меди и минимальным коэффициентом линейного расширения $5,5 \cdot 10^{-7}$. Температура размягчения кварца 2023 К, но в результате малой теплопроводности и перемещения под действием давления дуги он остается в твердом состоянии более длительное время, чем тантал. Для снижения вероятности размягчения диаметр кварцевого стержня принят равным $1,1 \cdot 10^{-3}$ м. Зонд вводится в просверленное с обратной стороны отверстие на глубину, обеспечивающую измерение давления сварочной дуги в области столба, непосредственно прилегающей к активному пятну

$$l = (S - h_{пр} + S_{пр} + 0,5) \cdot 10^{-3} \text{ м}, \quad (2)$$

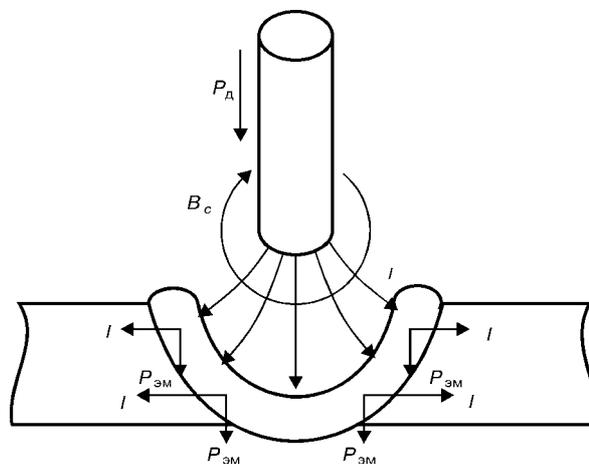


Рис. 1. Электромагнитное давление в зоне сплавления

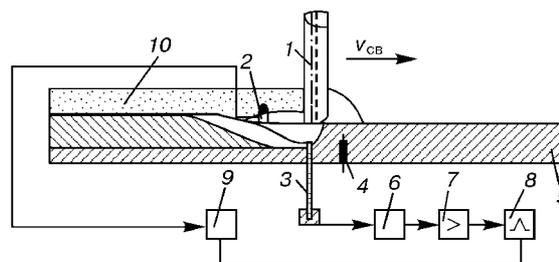


Рис. 2. Схема измерения распределения давления дуги при сварке под флюсом: 1 — составной электрод; 2 — фотоэлемент; 3 — кварцевый стержень; 4 — тантал; 5 — металлическая пластина; 6 — электронно-механический преобразователь; 7 — усилитель; 8 — осциллограф; 9 — блок фотоэлемента; 10 — флюс



где S — толщина пластины; $h_{пр}$ — глубина проплавления; $S_{пр}$ — толщина жидкой прослойки.

Эта область для каждого режима определяется в предварительных опытах путем измерения глубины проплавления и толщины жидкой прослойки. Учет второго параметра необходим, так как быстро движущийся жидкий металл согласно закону Бернулли резко снижает давление. Поэтому при попадании зонда в жидкую прослойку давление резко снижается. Область, в которой измерялось давление, уточнялась по макрошлифам. При расположении зонда в этой области и стабильном режиме сварки экспериментальные данные характеризуются хорошей повторяемостью.

Давление дуги измеряли на установке, представляющей собой сварочный стенд с датчиком, положение которого по вертикали регулируется механизмом перемещения. В гнездо датчика, находящегося в крайнем нижнем положении, устанавливали кварцевый стержень длиной $5 \cdot 10^{-2}$ м, длина которого выбиралась с учетом обеспечения минимального теплового воздействия дуги и нагретой пластины на показания датчика, дополнительно изолированного асбестом. Пластина с высверленным на определенную глубину отверстием для кварцевого стержня и зачеканенной пластинкой тантала размером $(1 \times 1) \cdot 10^{-3}$ м устанавливалась на сварочный стенд с фиксируемыми штырями, обеспечивающими соосное расположение отверстия и зонда, и жестко крепилась к нему. Кварцевый стержень вводили в отверстие пластины и перемещали датчик вверх до соприкосновения зонда с пластиной. Этот момент фиксировался на осциллографе по отклонению луча гальванометра.

Для уменьшения трения и исключения протекания жидкого металла отверстие, в котором помещался зонд, было выполнено переходным — диаметром $3 \cdot 10^{-3}$ м на входе и $1,3 \cdot 10^{-3}$ м в зоне сплавления.

В качестве датчика использовался электронно-механический преобразователь, предназначенный для непрерывного преобразования углового и линейного перемещений в пропорциональный сигнал постоянного тока.

С включением электрической схемы измерения давления дуги в сеть подается питание на фотодатчик и электронно-механический преобразователь. При проведении сварки на подготовленной пластине вся схема находится в исходном состоянии до тех пор, пока дуга не достигнет установленного в плоскости зонда фотодатчика, который срабатывает под действием светового потока сварочной дуги. После чего замыкается цепь и срабатывает реле, которое замыкает свои нормально разомкнутые

контакты и включает съемку осциллографа. Двигатель протяжки осциллографической бумаги включен постоянно, поэтому при перемещении дуги и зонда давление фиксируется полностью. Когда дуга в результате перемещения прекращает действовать на фотодатчик, цепь его размыкается, отключается реле, которое размыкает свои контакты и отключает съемку осциллографа. Электрическая схема позволяет записать распределение давления сварочной дуги на осциллограмме с погрешностью преобразования, равной 0,5 % при нормальной температуре (293 ± 3 К).

Давление сварочной дуги определяется площадью, по которой под действием электромагнитного и теплового полей в соответствии с принципом минимума Штеенбека перемещается активное пятно по торцу электрода. В зависимости от формы электрода дуга перемещается по концентрированной поверхности при сварке проволочным электродом, вдоль сварочной ванны при сварке продольной лентой и поперек ванны при наплавке перпендикулярной лентой. Поэтому наиболее эффективно регулировать давление сварочной дуги, изменяя форму электрода.

Влияние формы электрода на распределение давления дуги определяли при наплавке током обратной полярности на пластины размером $0,016 \times 0,25 \times 0,6$ м, обеспечивающие минимальные деформации и исключающие их влияние на показания датчика. В качестве источника питания использовали выпрямитель ВМГ-5000. Наплавку производили на режиме $I = 2100$ А; $U = 32$ В; $v = 3,8 \cdot 10^{-2}$ м/с, отработавшем для сварки составным электродом.

Обработку экспериментальных данных распределения давления дуги проводили методом математической статистики при количестве измерений не менее пяти. Осциллограммы распределения давления при неточном расположении зонда в дуге или попадании в жидкую прослойку считались недействительными. Кроме того, резко отличающиеся по значению данные были проверены, не являются ли они промахом, а не следствием статистического разброса.

Особенно существенное влияние оказывает давление дуги на формирование швов при односторонней сварке, когда оно приводит к вытеканию жидкого металла из сварочной ванны. Давление дуги (Па) распределяется по закону Гаусса с максимумом значения, определяемого по формуле из [1]

$$P_{\max} = \frac{\mu_0 I^2}{4\pi r^2}, \quad (3)$$

где μ_0 — магнитная постоянная, равная $4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м.

Наиболее эффективно уменьшается давление дуги при увеличении размера активного пятна за счет изменения формы электрода.

Для улучшения формирования швов при односторонней сварке за счет регулирования давления дуги разработан способ односторонней сварки составным электродом [12, 13], состоящим из двух

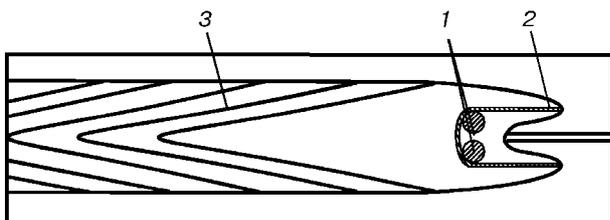


Рис. 3. Схема сварки составным электродом: 1 — проволочные электроды; 2 — ленточный электрод; 3 — сварной шов



проволок и охватывающей их U-образной ленты, прямолинейные участки которой располагаются впереди проволоки по направлению сварки (рис. 3). При этом проволоочные электроды располагаются симметрично на расстоянии 0,5...0,6 диаметра проволоки от стыкуемых кромок.

При сварке составным электродом вследствие смещения проволоочных электродов с оси стыка на кромки основного металла максимальное давление дуги располагается над основным металлом.

В процессе сварки дуга перемещается по торцу составного электрода в продольном и поперечном направлениях относительно направления сварки. В результате площадь, по которой перемещается активное пятно, возрастает, и давление дуги уменьшается. Кроме того, смещение относительно зазора и расположение проволоочных электродов над основным металлом значительно уменьшает давление дуги в области зазора, так как максимальное давление совпадает с осью электрода и в соответствии с законом Гаусса [1] резко падает при удалении от него. Вследствие уменьшения направленных вниз электромагнитных сил и, собственно, давления при сварке составным электродом обеспечивается качественное формирование швов.

При горении дуги на кромках ленты она не оказывает давления на оси ванны, так как смещена с оси и характеризуется низкой проплавляющей способностью. Это хорошо согласуется с воздействием составного электрода на глубину проплавления и подтверждает основную роль давления дуги в проплавлении и формировании обратного валика при односторонней сварке. При сварке составным электродом давление определяется воздействием дуги, перемещающейся по торцу проволоки и прилегающим изогнутым и прямолинейным участкам ленты. Поэтому при сварке составным электродом увеличивается размер активного пятна и уменьшается давление дуги более чем в 3 раза по сравнению со сваркой проволоочным электродом. Это обеспечивает качественное формирование обратного валика при односторонней сварке на флюсовой подушке с использованием стандартного стекловидного флюса АН-348АМ или ОСЦ-45М.

Дуга, горящая на прилегающих к проволокам прямолинейных участках ленты, увеличивает размер передней части активного пятна. Она отклоняется вперед, в результате чего максимум давления смещается в заднюю часть активного пятна. Давление дуги становится асимметричным с максимумом, расположенным на расстоянии 0,6 условного диаметра катодного пятна.

В области зазора давление

$$P(r) = P_{\max} e^{-ar^2}, \quad (4)$$

где P_{\max} — максимальное давление, Па; a — коэффициент контрагирования активного пятна, м^{-2} ; r — расстояние от оси проволоочного электрода, м.

Размер активного пятна возрастает также вследствие непосредственного контакта проволоки с прямолинейными участками ленты. Дуга, горящая на прямолинейных участках ленты, подогревает и расплавляет основной металл перед дугой, горя-

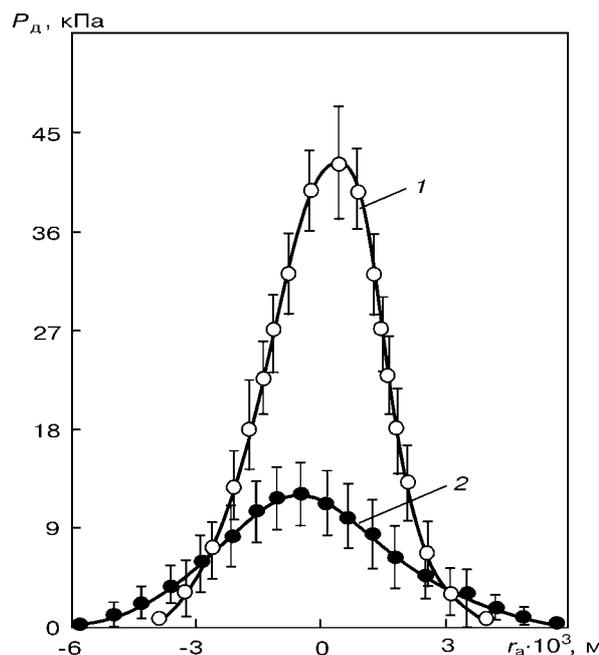


Рис. 4. Влияние формы электрода на распределение давления сварочной дуги: 1 — проволоочный электрод диаметром $4 \cdot 10^{-3}$ м; 2 — составной электрод: проволока диаметром $4 \cdot 10^{-3}$ м и лента $0,5 \times 45 \cdot 10^{-3}$ м

щей на проволоочных электродах. В результате при сварке составным электродом улучшаются условия существования и увеличивается размер активного пятна дуги. Одновременное смещение максимального давления дуги с оси зазора стыка и увеличение размера активного пятна обеспечивают снижение максимального давления дуги на оси при сварке составным электродом по сравнению со сваркой проволоочным электродом с 42 до 12 кПа (рис. 4).

Распределение плотности тока в активном пятне сварочной дуги близко к нормальному [1], поэтому при определении максимального давления необходимо учитывать, что плотность тока максимальна в центре и быстро убывает с увеличением расстояния от центра

$$j(r) = j_{\max} e^{-ar^2}, \quad (5)$$

где j_{\max} — максимальная плотность тока.

Максимальную плотность тока можно определить из зависимости между током и параметром нормального распределения:

$$I = 2\pi j_{\max} \int_a^{\infty} e^{-ar^2} r dr = \frac{\pi j_{\max}}{a},$$

$$j_{\max} = \frac{Ia}{\pi}. \quad (6)$$

Подставив эту зависимость в формулу для максимального давления

$$P_{\max} = \frac{\mu I j_{\max}}{4\pi}, \quad (7)$$

получим значение P_{\max} для сварочных дуг с нормальным законом распределения плотности тока



$$P_{\max} = \frac{\mu I^2 a}{4\pi^2} \text{ Па.} \quad (8)$$

Из этого выражения следует, что при одинаковом значении тока максимальное давление определяется коэффициентом контрагирования дуги. Его уменьшение при сварке составным электродом приводит к соответствующему снижению максимального давления по сравнению с проволочным электродом. Коэффициент контрагирования находили как среднее значение a_1 и a_2 с учетом доли каждого в общем давлении дуги. Значения a_1 и a_2 определяли по осциллограммам распределения давления на каждой ветви методом математической статистики. Расчет максимального давления обеспечивает удовлетворительную сходимость с экспериментальными данными. Дуга несколько отклонена от вертикали, поэтому экспериментальные данные ниже расчетных.

Расчетные и экспериментальные данные хорошо согласуются с ранее полученными в работах [2, 3]. Вследствие уменьшения давления дуги более чем в 3 раза при сварке составным электродом обеспечивается качественное формирование обратного валика при односторонней сварке на флюсовой подушке независимо от зазора в стыке. Это очень существенно при сварке труб, длина которых равна или более 6 м и зазор в стыке изменяется от 0 до $5 \cdot 10^{-3}$ м.

Дополнительным фактором, улучшающим формирование обратного валика при односторонней сварке, является увеличение скорости движения жидкого металла в ванне. Как установлено в процессе измерения давления дуги, при попадании зонда в жидкую прослойку давление резко падает в соответствии с законом Бернулли. Это подтверждает положительное влияние повышения скорости сварки на формирование обратного валика при односторонней сварке.

Выводы

1. Показано, что эффективным способом улучшения формирования сварных швов при односторонней сварке на флюсовой подушке является умень-

шение направленных вниз электромагнитных сил и давления дуги.

2. Согласно теоретическим предпосылкам регулирования давления дуги разработан способ односторонней сварки составным электродом, состоящим из двух смещенных относительно оси стыка проволок и U-образной ленты, прямолинейные участки которой располагаются впереди проволок по направлению сварки.

3. На основании исследований распределения давления дуги установлено, что при сварке составным электродом за счет смещения проволок с оси стыка и увеличения размера активного пятна давление дуги снижается по сравнению со сваркой проволочным электродом с 42 до 12 кПа, что обеспечивает качественное равномерное по высоте формирование сварных швов при односторонней сварке на флюсовой подушке.

1. Финкельбург В., Меккер Г. Электрические дуги и термическая плазма. — М.: Изд-во иностр. лит., 1961. — 369 с.
2. Лебедев В. К., Пейтегов И. В. Силовое воздействие сварочной дуги // Автомат. сварка. — 1981. — № 1. — С. 7–15.
3. Пейтегов И. В. Силовое воздействие сварочной дуги (неканальная модель) // Там же. — 1987. — № 1. — С. 23–27.
4. Ерохин А. А. Определение величины силового воздействия дуги на расплавленный металл // Там же. — 1977. — № 11. — С. 62–64.
5. Петров А. В. Давление дуги на сварочную ванну в среде защитного газа // Там же. — 1955. — № 4. — С. 84–89.
6. Ерохин А. А. Силовое воздействие импульсной дуги на свариваемый металл // Там же. — 1976. — № 5. — С. 6–7.
7. Петруничев В. А. Тепловое и механическое воздействие дуги большой мощности на сварочную ванну // Процессы плавления основного металла при сварке. — М.: Изд-во АН УССР, 1960. — С. 117–166.
8. Шиганов Н. В., Раймонд Э. Д. Измерение давления дуги при сварке в среде аргона и под флюсом // Свароч. пр-во. — 1967. — № 12. — С. 13–17.
9. Шюек П. А. Исследование баланса энергии на аноде сильноточных дуг, горящих в атмосфере аргона // Современные проблемы теплообмена. — М.: Энергия, 1966. — С. 110–139.
10. Ерохин А. А., Букаров В. А., Ищенко Ю. С. Влияние геометрии вольфрамового электрода на некоторые характеристики сварочной дуги и проплавление металла // Свароч. пр-во. — 1971. — № 12. — С. 17–19.
11. Степанов В. В., Нечаев В. И. О давлении плазменной дуги // Там же. — 1974. — № 11. — С. 4–5.

It has been experimentally established that the electromagnetic field induction in the fusion zone grows with welding speed. This results in an increase of the electromagnetic force and magnetic pressure, directed downwards, that influence undercut formation.

Поступила в редакцию 05.04.2001



СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, СОДЕРЖАЩИХ ЧАСТИЦЫ КАРБИДА КРЕМНИЯ (Обзор)

Е. В. ЧЕРЕПИВСКАЯ, магистр, В. Р. РЯБОВ, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Описаны существующие методы получения дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе алюминия, упрочненных частицами карбида кремния. Приведены основные физико-химические и механические характеристики этих материалов, подробно рассмотрены существующие методы соединения дисперсно-упрочненных материалов на основе алюминия, а также проблемы, возникающие при сварке этих материалов в твердой и жидкой фазах.

Ключевые слова: композиционный материал, сварка, алюминиевая матрица, упрочнитель, частица, карбид кремния, карбид алюминия, распад, структура, состав, прочность

Среди современных дисперсно-упрочненных композиционных материалов (ДУКМ) большое распространение получают сплавы алюминия, армированные высокопрочными керамическими частицами SiC с высокой энергией межатомных связей. Особенностью этих материалов является то, что матрица в них является основным элементом, несущим нагрузку, а роль упрочняющей фазы в основном сводится к облегчению формирования дислокационной субструктуры в процессах получения сплавов главным образом при деформации и термической обработке, а также к стабилизации этой субструктуры в условиях эксплуатации. Использование алюминия как матричного материала обусловлено его широким применением в технике, возможностью регулирования свойств алюминиевых сплавов термической обработкой.

Эти ДУКМ имеют ряд преимуществ по сравнению с матрицей [1, 2]: повышенные (на 15... 30 %) прочность при комнатной и средних (до 350 °С) значениях температуры, жесткость (на 40... 100 %), износостойкость (в 2... 3 раза); более низкий (в 1,5... 2 раза) температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР). По сравнению с волокнистыми композиционными материалами (КМ) ДУКМ обладают изотропностью свойств; возможностью использования традиционных видов обработки давлением (прессование, прокатка, штамповка) для изготовления полуфабрикатов и изделий из них; значительно более низкой (в 5... 10 раз) стоимостью.

В качестве матричных материалов в ДУКМ применяют сплавы АДЗЗ (американский аналог 6061), АМг6 (1560), Д16 (1160), сплав системы Al-Cu-Mg (2124) и др. Средний уровень механических характеристик для ДУКМ на основе алюминиевых сплавов следующий: $\sigma_B = 400... 600$ МПа; $\sigma_{0,2} = 300... 470$ МПа; $\delta = 3... 6$ %; $E = 100... 120$ ГПа, ТКЛР = $1,25 \cdot 10^{-7}$ град⁻¹ [3-5].

Использование в качестве упрочняющей фазы стабильного тугоплавкого соединения SiC, не вза-

имодействующего активно с материалом матрицы и не растворяющимся в нем вплоть до температуры его плавления, обеспечивает возможность сохранения микрогетерогенного строения и дислокационной субструктуры, формирующейся в процессе деформации и термической обработки, до предплавленных температур. Это позволяет сохранить длительную работоспособность композита вплоть до $(0,9... 0,94)T_{пл}$ алюминия. При этом размер частиц SiC различный, но средний диаметр лежит обычно в пределах 2... 20 мкм.

Свойства карбида кремния как упрочнителя. Карбид кремния в высокотемпературной области имеет широкий спектр свойств: жароупорных, противобразивных, антикоррозионных и прочностных [6-8]. Кристаллическое строение карбида кремния достаточно разнообразно: он представлен, практически, бесконечным многообразием полиморфов, отличающихся между собой типом симметрии решетки и параметрами элементарной ячейки. Все его типы имеют бинарные тетраэдрические структуры. Источником столь сложного полиморфизма является своеобразный дислокационный механизм (через винтовые дислокации) роста монокристаллов.

Несмотря на обилие полиморфов карбида кремния в качестве упрочнителя КМ используют нитевидные кристаллы SiC, содержащие не менее 99 % основной фазы β -модификации SiC, и промышленные коммерческие абразивные порошки карбида кремния-зеленого (α -SiC).

Нитевидные кристаллы имеют форму игл диаметром от 28...62 нм с удельной поверхностью 20... 45 г/м², коммерческие порошки имеют пластинчатую форму и диаметр 1... 40 мкм. Шероховатость граней позволяет предположить, что порошки являются поликристаллическими [9].

Карбид кремния β -модификации образуется при избытке кремния в среде кристаллизации, больших скоростях охлаждения, атмосфере, богатой азотом, и повышенном давлении. Примесные фазы, такие, как графит, α -кristобалит, SiO₂, Fe_xSi_y, твердый раствор кремния в α -Fe, FeCl_x и продукты их гидролиза и окисления, а также примесь α -SiC отрицательно влияют на механические свойства ните-



видных кристаллов β -модификации SiC. Особо вредной следует считать примесную фазу графита, поскольку она образует отдельные частицы и конгломераты, а также пленочные образования на поверхности нитевидных кристаллов SiC.

Лучшие зарубежные производители карбида кремния обеспечивают чистоту нитевидных кристаллов 99,4... 99,8 % (мас.) [10]. Его механические характеристики следующие: $\sigma_{\text{раст}} = 20$ ГПа; $E = 480$ ГПа, а механические свойства нитевидных кристаллов SiC производства стран СНГ следующие: $\sigma_{\text{раст}} \geq 10$ ГПа; $E \geq 500$ ГПа при содержании основной фазы 99,2... 99,9 % (мас.).

Основным недостатком нитевидных кристаллов карбида кремния является высокая стоимость, что затрудняет их применение для производства КМ и широкого внедрения в промышленность [11–13].

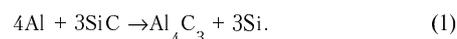
В абразивных порошках SiC, помимо основной фазы α -SiC, присутствуют свободный кремний, оксиды кремния, кальция, марганца, магния, алюминия, железа и более сложные оксидные соединения [14]. Химический анализ порошков SiC, применяемых для армирования матрицы, показал, что мелкие порошки с более развитой поверхностью содержат большее количество оксидов кальция и магния. Однако, судя по общему содержанию кремния, составляющими которого являются кремний из SiC, оксида SiO₂, силикатов и свободного кремния, крупные порошки сильнее загрязнены примесями, чем мелкие.

Долгое время считалось, что применение промышленных порошков SiC в качестве упрочнителя требует предварительной очистки, направленной прежде всего на удаление графита и влаги в связи с возможностью реакции примесного графита с алюминием в сварочной ванне и даже в процессе изготовления КМ. Однако проведенные после предварительной обработки порошков в растворах NaOH и HCl электронографические исследования [9] не подтверждают наличия свободного углерода в исходных порошках. Для улучшения смачивания порошков возможно также их окисление на воздухе при нагреве до температуры 550... 600 °С в течение 1,5... 2 ч.

Карбид кремния жароупорен и жаропрочен. Оба эти показателя высоки для SiC с минимальным содержанием загрязняющих примесей, но вопрос о его химической устойчивости до сих пор не изучен до конца.

К сожалению, литературные данные по свойствам карбида кремния весьма противоречивы. Согласно [7] температура плавления SiC выше 2600 °С и даже 2830 ± 40 °С [6, 8]. Кроме того, SiC отли-

чается химической устойчивостью: он стоек в окислительной среде при температуре до 1500 °С, не взаимодействует с азотом, инертен в водороде и углекислом газе, устойчив во многих расплавах металлов и неметаллов. Однако, по данным [15], разложение SiC в контакте с жидким алюминием начинается при температуре около 750 °С. Исходя из термодинамических представлений, авторы [16] предполагали, что ниже температуры 730 °С разложения карбида кремния не наблюдается, но практические данные противоречат этому утверждению. В работах [17–19] сообщается, что взаимодействие между алюминием и карбидом кремния начинается уже при температуре 660 °С и осуществляется по реакции:



Кроме Al₄C₃, в этой системе при температуре свыше 1400 °С могут также образовываться соединения Al₄SiC₄ и Al₈SiC₇ [15, 18, 19]. Образующийся в результате реакции кремний растворяется в жидком алюминиевом растворе. Поэтому, управляя растворением и отводом кремния в расплав, можно влиять на ход реакции и даже, вероятно, подавлять ее.

ТКЛР для алюминиевых сплавов находится в пределах от $24,1 \cdot 10^{-6}$ (АДЗЗ) до $24,7 \cdot 10^{-6}$ (АМг6) град⁻¹ (не будем учитывать ТКЛР чистого алюминия, равный $28,7 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹, так как для производства КМ он в качестве матрицы практически не применяется). ТКЛР карбида кремния β -модификации по разным источникам равен $(5...7) \cdot 10^{-6}$ град⁻¹, т. е. приблизительно в 4 раза меньше такового у алюминиевых сплавов.

Плотность алюминиевых сплавов составляет ~2698, SiC — 3210 и Al₄C₃ — 2950 кг/м³. Твердость SiC — 24000, Al₄C₃ — 19500 МПа.

Таким образом, если предел прочности для сплава АДЗЗ (6061) составляет 320... 380 МПа, то у КМ на его основе, содержащего 20 % карбида кремния, $\sigma_{\text{в}}$ достигает 580 МПа (в среднем 420... 500 МПа). У сплава Д16 предел прочности достигает 410... 460 МПа, а у ДУКМ на его основе, содержащих 18, 20 и 30 % SiC, соответственно $\sigma_{\text{в}} = 450... 500; 520... 540$ и $580... 600$ МПа.

Производство КМ. В общем виде синтез материалов, содержащих дисперсные частицы (ДЧ) тугоплавких соединений, включает предварительную подготовку упрочняющей фазы; получение расплава выбранного материала — матрицы; ввод в него упрочняющей фазы и получение ее равномерного распределения в объеме металла; заливку и кристаллизацию в форме с последующей термической

Таблица 1. Варианты предварительной обработки частиц упрочняющей фазы карбида кремния

Технология	Цель	Источник
Металлизация поверхности ДЧ, в частности плакирование никелем, медью	Улучшение смачиваемости путем изменения контактной поверхности Me-ДЧ на Me-Me, предотвращение взаимодействия ДЧ с расплавом матрицы	[26–28]
Термическая обработка ДЧ, включая инфракрасный нагрев в безокислительной атмосфере	Дегазация поверхности ДЧ от адсорбированных газов, снятие эффекта переохлаждения	[21, 22]
Солевая обработка поверхности ДЧ, в том числе в слое флюса, непосредственно на поверхности жидкого металла или по зольгель процессу	Улучшение смачиваемости	[23–26, 29, 30]



обработкой давлением (термообработка в сочетании с экструзией или прокаткой) [10, 20–28].

Наибольшим препятствием в производстве ДУКМ является плохое смачивание алюминиевым расплавом частиц упрочняющей фазы. Поэтому большинство способов ввода ДЧ в алюминиевый расплав, включая предварительную подготовку частиц, прежде всего направлены на уменьшение краевого угла смачивания частиц расплавом. Существует несколько вариантов предварительной обработки ДЧ карбида кремния (табл. 1).

В настоящее время разработаны различные способы ввода ДЧ в сплавы, а именно:

1) получение взвеси высокодисперсных частиц непосредственно в металле в результате химической реакции расплава со специальным веществом;

2) вдувание ДЧ потоком инертного газа через инжектирующую форму или с использованием плазменной горелки;

3) механическое перемешивание расплава, находящегося либо в перегретом, либо в твердожидком состоянии для создания в нем водоворота с одновременным введением упрочняющих частиц;

4) использование вибрации или ультразвука высокой интенсивности с наложением механического перемешивания на расплав или без него и последующая инъекция частиц через погруженный в металл волновод-концентратор;

5) формирование брикетов (таблеток) при совместном прессовании порошков основы сплава и ДЧ с последующим их погружением в расплав и ручным или механическим перемешиванием металла;

6) смешивание компонентов специального флюса с частицами, нанесение смеси на поверхность жидкого металла или в капсуле под зеркало расплава и выдержка до прекращения реакции между флюсом и сплавом;

7) фильтрация расплава через слой упрочняющей фазы непосредственно при заполнении формы с использованием вакуума или высокого давления.

Способы 2, 4, 7 требуют специального, часто дорогостоящего оборудования и усложняют технологию получения ДУКМ, 1, 3, 5 и 6 — более дешевые и технологичные, имеют широкое промышленное применение [9].

Соединение композиционных материалов. Известно, что большинство КМ с металлической матрицей являются неравновесными системами, имеющими градиент химического потенциала на границе раздела частица–матрица, что приводит к взаимной диффузии элементов и, как следствие, к образованию зоны взаимодействия между частицей и матрицей. И хотя взаимная диффузия элементов необходима для осуществления надежного сцепления между ними, чрезмерное развитие этой зоны приводит к деградации прочности частиц и всего композита в целом. Поэтому при соединении композитов, в частности при сварке, температура и время контактного взаимодействия должны тщательно контролироваться. Именно поэтому до недавнего времени изделие и КМ для него разрабатывали в комплексе, без применения традиционных способов соединения, что требовало дополнительных материальных затрат [3, 31].

Свариваемость композитов затруднена, поскольку высокотемпературный сварочный нагрев может вызвать у них не только потерю свойств исходного упрочненного материала, но и охрупчивание сварных швов.

Для выбора наиболее рационального способа соединения следует провести сравнительный анализ структурных изменений в ДУКМ, вызванных действием различных сварочных источников нагрева. Необходимо оценить влияние различного вида нестационарного сварочного нагрева на характер распада частиц, определить оптимальный состав присадочных материалов, которые не ухудшали бы свойств шва и сварного соединения в целом, сравнить данные по механическим свойствам соединений.

При сварке КМ на основе алюминия, упрочненного частицами SiC [32–36], существует несколько проблем: 1) распад упрочняющих частиц SiC; 2) большая вязкость сварочной ванны; 3) сложность качественного формирования швов вследствие плохого смачивания алюминием поверхности частиц; 4) пористость швов.

Кроме того, существует еще одна проблема при сварке КМ с использованием присадочной проволоки — это отсутствие перемешивания основного материала и присадки, и как следствие — пониженная прочность сварных швов по отношению к прочностим композита.

Поэтому процессы соединения ДУКМ в твердом состоянии особенно эффективны, поскольку в этом случае не возникает проблем сегрегации частиц или вязкости расплава из-за сравнительно низких температур процесса.

Диффузионная сварка. Этот промышленный способ соединения различных однородных и разнородных металлов и сплавов хорошо зарекомендовал себя и при сварке КМ [37–44]. Процесс сварки происходит без расплавления основного металла в результате нагрева и сдавливания соединяемых деталей.

Для диффузионной сварки КМ характерно использование промежуточных металлов или сплавов в виде проставок (фольги), покрытий и порошка между соединяемыми деталями или на одной из свариваемых поверхностей. Возможно также применение фольг с нанесенными на них вакуумным или термическим напылением слоями других металлов [42, 43].

В работе [42] было отмечено, что образующаяся при сварке поверхность контакта частица–частица ослабляет соединение. Схематическое изображение сварных соединений, полученных с использованием проставки и без нее, приведено на рис. 1. На схеме показано образование новых границ раздела частиц

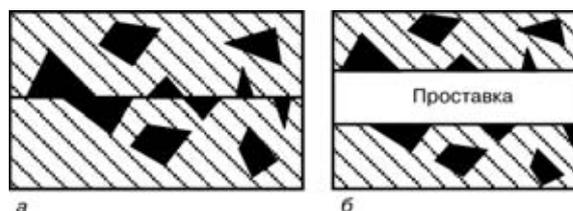


Рис. 1. Схема сварного соединения, полученного диффузионной сваркой без проставки (а) и с промежуточным слоем (б)



Таблица 2. Механические свойства сварных соединений композитов, полученных при различных режимах сварки

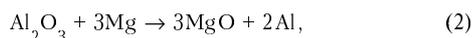
Содержание упрочнителя, %	Давление, МПа	Деформация образцов, %	Прочность на сдвиг, МПа
25	10	2	60±10
30	10	2	45±15
35	10	2	25±10
40	10	2	35±15
25	10	8	50±10
25	12	14	45±20
25	12	20	120±5
30*	10	2	110±45

* Сварено с использованием проставки из сплава 2124.

ца–матрица и частица–частица в процессе соединения. В результате воздействия высокой температуры и давления в зоне сварки развиваются диффузионные процессы, обеспечивающие микролегирование этой зоны элементами промежуточного металла и выравнивание их концентраций.

Проводились исследования по диффузионной сварке КМ на основе сплава 2124 с объемным содержанием упрочняющих частиц 25, 30, 35 и 40 % [40]. Образцы имели вид дисков диаметром 25 мм и толщиной 6 мм. Поверхность под сварку зачищали шлифовальной бумагой и затем обезжировали ацетоном. Режимы сварки приведены в табл. 2.

Сварку композита проводили на образцах с объемным содержанием упрочнителя 30 % при $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 4\text{ ч}$, $P = 10\text{ МПа}$, деформации 2 % с использованием сплава 2124 в качестве проставки. В этом случае предел прочности сварного соединения составил 110 ± 45 , а при тех же условиях сварки, но без проставки — $45\pm 15\text{ МПа}$. Рассмотрены также химические процессы, протекающие в зоне сварки. Магний, находящийся в сплаве, реагирует с оксидом алюминия по следующим реакциям:



Более негативное влияние при температуре сварки $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ оказывает вторая реакция (с образованием MgAl_2O_4 , который располагается на поверхности раздела), но реально процесс окисления проходит комплексно.

Таким образом, присутствие магния и его химических соединений снижает сдвиговую прочность сварного соединения по сравнению с прочностью соединений одноименных неупрочненных сплавов. Предел прочности также зависит от объемного содержания карбида кремния. Использование промежуточного слоя из неупрочненного сплава улучшило силу сцепления и соответственно прочность соединений.

В работе [43] исследована диффузионная сварка нахлесточных соединений листов толщиной 6 мм из алюминиевого сплава 2124, армированного монокристаллами SiC, с использованием проставок в виде фольги толщиной 50... 150 мкм из алюминиево-литиевого сплава 8090. Химический состав сплава 2124 следующий, %: меди 4,4; магния 1,5; кремния

0,2; железа 0,3; алюминия — остальное; сплава 8090 — меди 1,2; магния 0,6; кремния 0,03; железа 0,07; лития 2,4; циркония 0,14; алюминия — остальное. Объемная доля SiC составляла 12,5 %. Сварка выполнена при давлении $2,66 \cdot 10^{-2}\text{ Па}$, температуре $470... 520\text{ }^{\circ}\text{C}$, усилии сжатия 1,5; 3 и 6 МПа и времени сжатия 1 ч. Исследовано также влияние термообработки после сварки: выдержка 4... 8 ч при температуре $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, охлаждение в воде со льдом; некоторые образцы подвергали искусственному старению 16 ч при $190\text{ }^{\circ}\text{C}$. Для сварного соединения получен максимальный предел прочности на срез 100 МПа, т. е. 90 % этого значения для основного металла при тех же условиях термообработки, сварка проводилась на режиме: $T = 520\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 3\text{ МПа}$, $t = 1\text{ ч}$, но при этом деформация составляла 43 %. При снижении давления сжатия до 1,5 МПа предел прочности на срез падает до 70 МПа, но деформация образцов не превышает 30 %. Оптимальный режим диффузионной сварки был следующий: $T = 500... 525\text{ }^{\circ}\text{C}$; $P = 1... 3\text{ МПа}$, $t = 1\text{ ч}$. Наличие лития в проставке благоприятно влияет на процесс сварки, так как он, реагируя с алюминием, образует стабильные оксиды, но с меньшей твердостью и растворимостью при исследованных условиях сварки. Диффузия лития в основной металл повышает прочность матрицы основного металла и фазы по границе раздела матрица–частица SiC.

В работе [44] изучено влияние промежуточных слоев на свойства сварных соединений КМ 8090 + 17 % SiC. В качестве прослойки использован сплав 8090. Изучив поверхности контакта, авторы пришли к выводу, что в результате использования прослоек прочность соединений композитов возрастает. Для сравнения были проведены эксперименты по сварке чистого сплава 8090, сварке композита с прослойкой и без нее. Если прочность соединения сплава 8090 находится на уровне 190, то при сварке КМ без проставки она достигает лишь 100 МПа, в то время как сварное соединение КМ с прослойкой имеет прочность 150 МПа.

В работе [37] исследован КМ, состоящий из матрицы в виде алюминиевого сплава 2618, следующего химического состава, %: меди 2,27; магния 1,07; железа 1,55; марганца 0,01; цинка и титана — по 0,02, армированного частицами SiC в количестве 15% (об.). Пруток диаметром 45 мм получали экструдированием, поэтому частицы SiC имели некоторую ориентацию в направлении экструзии. От прутка отрезали диски толщиной 3 мм, затем разрезали на пластины квадратной формы, которые зачищали наждачным полотном, полировали алмазной пастой и обезжировали ацетоном. Диффузионную сварку образцов осуществляли либо непосредственно (без прослойки), либо с проставкой из Al–Mg-сплава (магния 4,31; кремния 0,31; железа 0,57; марганца 0,23) в виде фольги толщиной 20 мкм или со слоем серебряного покрытия толщиной 0,25; 0,50 и 1 мкм на каждой стороне образцов. Сварку осуществляли в аргоне, нагревая образец со скоростью $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ до температуры $500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Без проставки, при применении фольги и серебряного покрытия давление сварки P было соответственно 10... 25;



Таблица 3. Режимы диффузионной сварки композита 6061+20 % SiC

Прослойка	Температура сварки, °С	Давление сварки, МПа	Время сварки, мин
Al	550	8	30
Ni	580	12	20
Cu	520	6	15
Ag	550	12	20
Без прослойки	580	15	30

10...20 и 10...15 МПа, степень обжатия 27...58; 25...53 и 21,3...36,3 %. Без проставки возможно получение соединения без четко выраженной границы раздела при времени сварки 1 ч и давлении до 25 МПа. При использовании фольги ($t = 1$ ч, $P = 20$ МПа) образуется соединение со слабо различимой границей раздела и с частицами SiC на ее линии. Степень обжатия при этом довольно велика (53 %). В случае применения серебряного покрытия качественное соединение (без видимой границы раздела) образуется при толщине покрытия 0,5 мкм, времени сварки 2 ч, усилии сжатия 15 МПа и степени обжатия 36,3 %. Для снижения степени обжатия авторы рекомендуют проводить его в два этапа: под давлением и без него. Тогда сварка может быть осуществлена при степени обжатия 20 %.

В работе [38] проведены эксперименты по диффузионной сварке КМ 6061 + 20 % нитевидных кристаллов SiC. Для экспериментов выбрана конструкция стыкового соединения. Соединяемые поверхности шлифовали абразивной бумагой, затем очищали и протравляли для удаления поверхностных загрязнений и оксидных пленок. Для получения удовлетворительного соединения образцы соединяли с помощью промежуточного слоя — фольги. С целью обеспечения максимальной прочности и химической однородности соединений использовали проставки из различных материалов. Параметры диффузионной сварки приведены в табл. 3. Процесс соединения осуществляли в вакууме $133,3 \cdot 10^{-2}$ Па. Все соединения с проставкой отличались хорошим контактом, подвижность атомов была достаточной для образования диффузионного слоя из материала фольги. Замечено, что диффузионный слой никеля шире, чем у прослоек из других металлов. Это объясняется близкими атомными радиусами никеля и алюминия ($R_{Al} = 0,14$, $R_{Ni} = 0,125$ нм). При отсутствии промежуточного слоя в соединении наблюдалось множество несплошностей вследствие того, что нитевидные кристаллы препятствуют диффузии алюминия. При наличии проставок из меди качество полученных соединений удовлетворительное. Зависимость предела прочности сварных соединений от материала проставки показана на рис. 2, сварных соединений σ_b намного ниже, чем у основного металла.

Необходимо отметить также «коррозионный аспект» применения прослоек при диффузионной сварке. Обычно для получения высокой коррозионной стойкости соединения состав прослойки подбирают с близкими электрохимическими свойствами. Вследствие того, что свариваемые металлы и промежуточный слой имеют различный химический

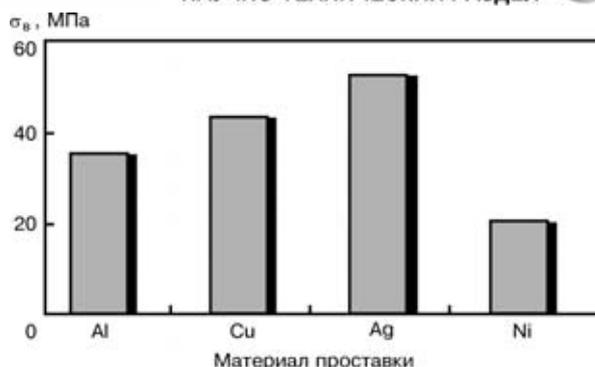


Рис. 2. Предел прочности сварных соединений КМ 6061+20% SiC, выполненных диффузионной сваркой с проставками из различных материалов

состав, и промежуточный слой имеет положительный относительно свариваемых металлов стационарный электродный потенциал, повышается коррозионная стойкость сварного соединения [45]. В результате воздействия высокой температуры и давления в зоне сварки развиваются процессы, выравнивающие концентрацию элементов на границе свариваемых материалов, благодаря чему достигается плавное изменение электродного потенциала в сварной зоне и снижение локализации коррозии. Вызванное положительным смещением потенциала изменение электрохимических свойств приводит к повышению коррозионной стойкости сварного соединения по всему сечению.

Таким образом, диффузионная сварка применима для соединения ДУКМ на основе алюминия, однако чтобы получить максимальную прочность необходимо выбрать соответствующую комбинацию материала прослойки и режима сварки.

Сварка трением. Сварка трением — один из перспективных методов соединения композитов, которому в последнее время уделяется большое внимание. Это вызвано отсутствием проблем вязкости сварочной ванны и реакции между материалом матрицы и упрочнителем.

Для сварки трением КМ применяют все ее разновидности: ротационную, инерционную и линейную [3, 5]. Отмечается, что высокие скорости взаимного перемещения, выделяющееся тепло разбивают упрочняющие частицы вблизи границы контакта, а в зоне термического влияния наблюдается снижение твердости. Для соединений ДУКМ 2618 + 14 % SiC, выполненных ротационной сваркой трением, оптимальными режимами сварки были следующие: скорость вращения 950 рад/мин, усилие при вращении 20 т; усилие при ковке 30 т; «горячая» осадка 4 мм; общая осадка 8,5 мм; время сварки 1,4 с. Полная послесварочная термическая обработка (закалка и старение) обеспечивает прочностные свойства соединений, приближающиеся к таковым для основного материала.

Согласно данным [3] сваркой трением можно соединять композиты, полученные литьем и прессованием. На рис. 3 показана форма сварного соединения стержней диаметром 45 мм ДУКМ 2618 + 14 % SiC. Авторы [46] разделяют зону сварного соединения на зону полной пластической деформации $Z_{пл}$ и зону частичного деформирования $Z_{ч.д.}$.

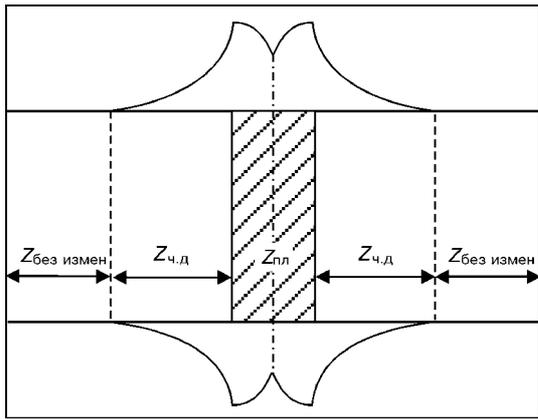


Рис. 3. Зоны сварного соединения, выполненного сваркой трением

В работе [46] исследована структура и механические свойства соединений, выполненных инерционной сваркой трением на алюминиевом сплаве 8009, следующего химического состава, %: железа 8,5; кремния 1,7; вольфрама 1,3, армированного 11 % (по объему) частиц SiC. Деформация в горячем состоянии приводит к образованию гомогенной структуры с равномерным распределением частиц SiC вдоль стыка прутков. В соединении не обнаружено следов химической реакции между SiC и матрицей; в некоторых случаях отмечено растрескивание крупных частиц SiC в металле шва и основном металле. Среднее значение микротвердости по Кнуппу в зоне термического и деформационного влияния и в основном металле весьма близки между собой. Слабые участки в месте шва не установлены, σ_b сварного соединения составляет более 90 % этого значения для основного металла, что согласуется с результатами измерения микротвердости. При испытаниях на растяжение соединения разрушались неизменно на наружной кромке в зоне термического и деформационного влияния; разрушение по матрице и в металле шва носит пластический характер, по частицам SiC — хрупкий. Микроструктура соединения и распределение твердости по сечению образца, выполненного сваркой трением, показаны соответственно на рис. 4 и 5.

Контактная точечная сварка. Перспективным способом соединения деталей из ДУКМ с элементами конструкций признается контактная точечная сварка [32]. Оценку свариваемости соединений проводили на технологических образцах из одноименных ДУКМ, а также для сочетаний ДУКМ с алюминиевым сплавом Д16. Для исследований использовали образцы толщиной 2,0 мм из ДУКМ Д16 + 20 % SiC. Подготовку поверхности образцов под

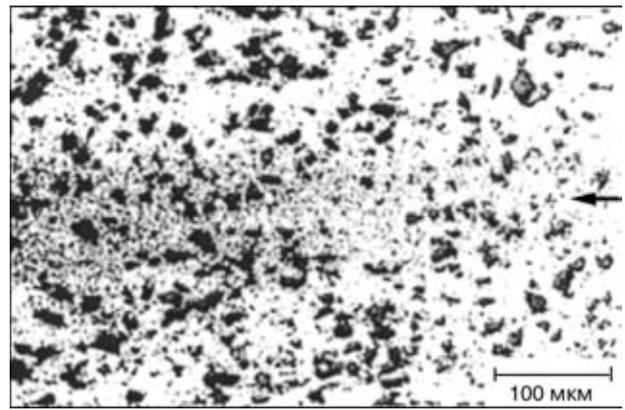


Рис. 4. Микроструктура зоны соединения, выполненного сваркой трением. Стрелкой указана линия соединения (уменьш. 3/5)

сварку выполняли химическим травлением и механической зачисткой. Практически такая операция не отличается от подобной обработки алюминиевых сплавов. Сварку проводили на конденсаторной машине МТК-75 с использованием электродов из сплава Бр.КД1. Параметры сварки определяли на образцах путем индивидуального подбора режима, как для алюминиевых сплавов типа Д16.

Критерием оценки качества точечной сварки ДУКМ системы Д16+SiC являлись данные технологических проб, микро- и макроанализа, исследования механических свойств образцов, а также рентгенографии сварных точек. Результаты исследований сварных соединений приведены в табл. 4. Установлено, что диаметр литой зоны сварной точки при сварке образцов из ДУКМ между собой и с образцом из алюминиевого сплава соответствует общепринятым размерам для сварки алюминиевых сплавов типа Д16. Наличие плакирующего слоя в заготовке из ДУКМ не существенно влияет на свариваемость и прочность в одноименных сочетаниях материалов.

При испытании на растяжение соединений образцов из ДУКМ все разрушения имели характер среза, а при испытании на отрыв происходил частичный отрыв наружной алюминиевой плакировки от свариваемого материала.

В изломе ядра сварной точки разрывов по частицам SiC не отмечено (если размер частиц <10 мкм). Поверхность разрушения, которая носит хрупкий макроскопический характер, состоит из лунок. Исследование поверхности показало, что частицы SiC расположены в местах разрушения неравномерно, и в некоторых областях ядра точки наблюдаются скопления частиц SiC или несплошности, зародившиеся на частицах. При рентгеновском просвечивании на отдельных образцах обнаружены незначительные дефекты (пористость), расположенные в центре литой зоны точек.

Прочность на срез сварной точки для соединений листовых заготовок из сочетаний КМ несколько выше,

Таблица 4. Свойства сварных соединений образцов из ДУКМ, Д16+20% SiC и алюминевого сплава Д16

Материал	Диаметр сварной точки, мм	Глубина, %				Прочность на срез сварной точки, МПа	Прочность на отрыв сварной точки, МПа
		проплавления		вмятины			
		ДУКМ	Д16	ДУКМ	Д16		
ДУКМ+ДУКМ	6...7	60	85	10	15	250...280	160...190
Д16+ДУКМ	6...7	60	—	10	—	260...300	170...200
Д16+Д16	6	—	30...80	—	15	240...260	150...180

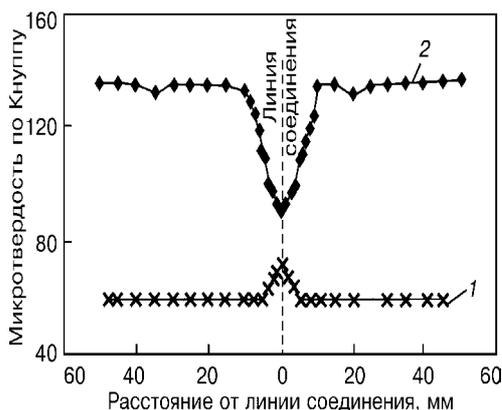


Рис. 5. Распределение микротвердости по сечению образца: 1 — закалка и искусственное старение на режиме, приводящем к росту вязкости разрушения и коррозионной стойкости; 2 — закалка и полное искусственное старение

чем в аналогичном соединении листовых заготовок из сплава Д16. Это связано с тем, что жесткость КМ выше, поэтому вероятность разрушения сварной точки путем отрыва уменьшается.

Контактная сварка сопротивлением была применена для сварки листов из композита сплава 6082 + 20 % SiC. Химический состав сплава 6082 следующий, %: кремния 0,7... 1,3; железа 0,5; меди 0,1; марганца 0,4... 1,0; магния 0,6... 1,2; хрома 0,25; цинка 0,2. Однако отмечалась большая сегрегация частиц SiC [4]. Использование конденсаторной сварки для ДУКМ также возможно [47]. Наконец, процесс стыковой сварки дугой, вращающейся в магнитном поле, был использован для соединения труб из ДУКМ сплава 2124+25% SiC [3, 5].

Таким образом, среди распространенных способов сварки в твердой фазе диффузионная сварка, осуществляемая с помощью прослоек, обеспечивает прочность сварных соединений, не превышающую 50... 60 % прочности исходного ДУКМ. В некоторых случаях применение термической обработки может повышать прочность сварных соединений до 90 % прочности основного металла, однако влияние термической обработки еще не изучено до конца. Необходимо вести дальнейшие исследования не только в области совершенствования технологии диффузионной сварки, но и в направлении изучения влияния термической обработки на свойства и микроструктуру сварных соединений ДУКМ.

Несколько лучшие результаты (σ_B до 90 % этого значения для основного металла) обеспечивает сварка трением. Оба метода применимы для соединения стержней, труб и других тел вращения, поэтому для сварки ДУКМ на алюминиевой матрице достаточно перспективен новый способ сварки трением с перемешиванием. Хорошие результаты обеспечивает контактная точечная сварка.

Наконец, по мнению авторов, необходимо совершенствовать и технологии изготовления композитов, чтобы свести к минимуму возможные дефекты исходного материала, такие, как поры, шлаковые включения, агломерация частиц и др.

1. Бондарев Б.И., Польшин И.С., Романова В.С. Композиционные материалы на основе алюминиевых сплавов, ар-

мированных частицами SiC // Тез. докл. междунар. конф. «Перспективные направления авиационного металловедения». — М., 1990. — С. 40–42.

2. *Состояние* и перспективы развития производства композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов, армированных керамическими частицами / Б. И. Бондарев, И. С. Польшина, В. С. Романова и др. // Композиционные материалы. — Киев: Ин-т электросварки им. Е. О. Патона, 1991. — С. 52–57.
3. Ellis M. B. Joining of Al-based metal matrix composites — a review // Mater. and Manufacturing proc. — 1996. — **11**, № 1. — P. 45–66.
4. Ellis M. B., Gittos M. F., Thereadgill P. P. Joining aluminium based metal matrix composites // Materials World. — 1994. — **2**, № 8. — P. 415–417.
5. Lundin C. D., Danko J. C., Swindman C. J. Fusion welding of SiC-reinforced aluminium alloy 2024 // Proc. of conf. on recent trends in welding science and technology // ASM International Materials Park. — 1990. — P. 303–307.
6. *Карбид кремния* (строение, свойства и области применения) / Под ред. И. Н. Францевича. — Киев: Наук. думка, 1966. — 360 с.
7. *Карбид кремния* / С. А. Добролеж, С. М. Зубкова, В. А. Кравец и др. — Киев: Гостехиздат УССР, 1963. — 316 с.
8. Хенни Г., Пои Р. Карбид кремния: Пер. с англ. — М.: Мир, 1972. — 388 с.
9. *Взаимодействие* металлических расплавов с армирующими наполнителями / Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, П. Шебо и др. — М.: Наука, 1993. — 272 с.
10. *Fabrication process of metal matrix composite with nano-size SiC particle produced by vortex method* / A. Kawabe, A. Oshida, T. Kobayashi, H. Toda // J. of Jap. Institute of Light Metals. — 1999. — **49**, № 4. — P. 149–154.
11. Fujite Y. Composites on the basis of alloys of aluminium, reinforced ceramic thready chips and fibers of short kerf // Iron and Steel Institute of Jap. — 1989. — **75**, № 9. — P. 102–111.
12. Morimoto K. Composites on the basis of alloys of aluminium, reinforced thready chips from SiC // Joining Assembling Automation, 1991. — **7**, № 11. — P. 22–25.
13. Fujite Y. Composites: aluminum alloys, hardened by ceramic thready chips and short fibres // Iron and Steel Institute of Jap. — 1989. — **75**, № 9. — С. 1516–1525.
14. *Дуговая* сварка дискретно армированного композиционного материала системы Al-SiC / Т. А. Чернышова, Л. К. Болотова, Л. И. Кобелева и др. // Физика и химия обработки материалов. — 1999. — № 4. — С. 57–62.
15. Iseki T., Kameda T., Maruyama T. Interfacial reactions between SiC and aluminium during Joining // J. Mater. Sci. — 1984. — **19**. — P. 1632–1638.
16. Hill J. F., Wilkinson S. W., Fenn R. C. Fusion welding of an aluminium matrix/SiC reinforced MMC // Intern. J. for the Joining of Materials. — 1997. — **9**, № 2. — P. 61–65.
17. Чернышова Т. А., Корж Т. В., Кобелева Л. И. Продукты взаимодействия в композиции алюминиевый сплав — частицы карбида кремния, полученной жидкофазными методами // Физика и химия обработки материалов. — 1997. — № 3. — С. 54–61.
18. *Resistance brazing of SiC/2024Al composite* / L. Han, Q. C. Meg, J. Zhang, J.T. Niu // Acta Metallurgica Sinica (English Letter). — 2000. — **13**, № 1. — P. 212–216.
19. Vidal J. C., Fortier P., Bouix J. Stable and metastable phase equilibria in the chemical interaction between aluminium and silicon carbide // J. Mater. Sci. — 1990. — **25**. — P. 1842–1844.
20. *Опыт* использования ультразвукового дегазатора УЗД100 для получения дисперсно-упрочненных сплавов алюминия с частицами окислов и карбидов в промышленном объеме / И. В. Есаулов, Б. И. Степанов, Ю. И. Китайгородский и др. — М.: Машиностроение, 1972. — 165 с.
21. А. с. 538045 СССР, МКИ³ С22с 21/00. Лигатура / Э. И. Серебринский, И. В. Горькин, Ю. С. Золотаревский и др. — Оpubл. 05.11.76, Бюл. № 45.
22. А. с. 678079 СССР, МКИ³ С22с 35/00. Лигатура / Э. И. Серебринский, Ю. И. Владимиров, Ю. С. Золотаревский и др. — Оpubл. 05.08.79, Бюл. № 29.
23. Михаленков К. В., Могилатенко В. Г. Получение дисперсно-упрочненных и композиционных материалов на основе алюминия // Процессы литья. — 1996. — № 2. — С. 49–63.
24. *К вопросу* об усваиваемости тугоплавких соединений жидкими алюминиевыми сплавами / К. В. Михаленков, Д. Ф. Чернега, В. Г. Могилатенко и др. // Там же. — 1996. — № 1. — С. 3–10.



25. Соловьев В. П., Амаджолов Ж. К. Новые технологии упрочнения алюминиевых сплавов // Тез. докл. 2-й Респ. науч.-техн. конф. «Неметаллические включения и газы в литейных сплавах». — Запорожье, 1979. — С. 129.
26. Применение новых флюсов для упрочняющей обработки алюминиевых сплавов / Д. Ф. Чернега, К. В. Михаленков, В. Г. Могилатенко и др. // Процессы литья. — 1995. — № 3. — С. 82–88.
27. Lloyd D.J. The solidification microstructure of particulate reinforced aluminium/silicon carbide composites // Composite Sci. and Technol. — 1989. — **35**. — P. 159.
28. Microstructural aspects of aluminium-silicon carbide particulate composites produced by a casting method / D. J. Lloyd, H. Lagace, A. McLeod, P. L. Morris // Mater. Sci. and Tech. — 1989. — **107**. — P. 73–77.
29. Пат. № 1194584, ФРГ. Приготовление композиционного материала / E. Edgar, E. Cudio, M. Manfred (ФРГ). — Оубл. 1973.
30. Пат. № 1431882, Англия. Способ приготовления композиционного материала / P. Edward, A. Arnold (Англия). — Оубл. 1981.
31. Jones S. Aluminum P/M, MMC materials pose welding problems // Metalwork News. — 1988. — **15**, № 685. — P. 10–12.
32. Технологическое освоение композиционных материалов системы Al-SiC / Л. Р. Вишняков, Н. П. Ониськова, И. М. Ромашко и др. // Технология легких сплавов. — 1996. — № 3. — С. 64–69.
33. Ahearn J. S., Cooke C., Fishman S. G. Fusion welding of SiC-reinforced Al composites // Metal construction. — 1982. — **14**, № 40. — P. 192–197.
34. Stauffer H., Nowak M. GTA and GMA Welding of particle reinforced aluminium // INALCO-98, 7th Intern. conf. on joints in aluminium at TWI, Abington, Cambridge, 15–17 April, 1998. — P. 55–66 (Prepr., Cambridge, UK 15th April, 1998).
35. Klehn R., Eagar T. W. Joining of 6061 aluminium matrix-ceramic particle reinforced composites // WRC Bulletin. — New York, 1993. — № 385. — 26 p.
36. Lugcheider E., Burger W., Broioch U. Development and Characterization of joining techniques for dispersion-strengthened alumina // Welding J. — 1997. — № 9. — P. 349–355.
37. Arun Junai A., Botter H., Brak C. A. Diffusielassen van Al-SiC metal-matrix compositen // Lastechnick. — 1991. — **57**, № 1. — P. 20–23.
38. Wang Guoging, Niu Jitai, Zhao Feng. Diffusion bonding of SiC whisker reinforced aluminium composites // J. of Harbin Institute of Technology. — 1990. — № 1. — P. 126–128.
39. Study on diffusion welding of aluminum matrix composite / J. T. Niu, L. M. Liu, J. P. Zhai et al. // Acta Metallurgica Sinica (English Letter). — 2000. — **13**, № 1. — P. 12–17.
40. Bushly R. S., Scott V. D. Joining of particulate silicon carbide reinforced 2124 aluminium alloy by diffusion bonding // Mater. Sci. and Tech. — 1995. — **11**, № 8. — P. 753–758.
41. Effects of diffusion welding parameters on joint strength of SiCw/6061al composite / L. M. Liu, J. T. Niu, Z. H. Lai et al. // Acta Metallurgica Sinica (English Letter). — 2000. — **3**, № 1. — P. 201–204.
42. Partridge P. G., Dunford D. V. The role of interlayers in diffusion bonded joints in metal-matrix composites // J. Mater. Sci. — 1991. — **26**. — P. 2255–2258.
43. Soldadura por difusio de una allacion de aluminio (AA2124) reforzada con monocristales de SiC, mediante intermediarios de Al-Li (AA8090) / A. Urena, J. M. Gomez de Salazar, M. D. Escalera, E. Escrine // Review Soldadura. — 1994. — **24**, № 3. — P. 69–74.
44. Partridge P. G., Shepherd M., Dunford D. V. Statistical analysis of particulate interface lengths in diffusion bonded joints in a metal-matrix composite // J. Mater. Sci. — 1991. — **26**. — P. 4953–4960.
45. Производство композиционных материалов обработки давлением: Справочник / Ю. Л. Зарапин, Н. А. Чиченов, Н. Г. Чернилевская. — М.: Металлургия, 1991. — 350 с.
46. Inertia-friction welding of SiC-reinforced 8009 aluminium / T. J. Lienet, W. A. Baeslack (III), J. Ringnalda et al. // J. Mater. Sci. — 1996. — **31**, № 8. — P. 2149–2151.
47. Devletian J. H. SiC/Al Metal matrix composite welding by a capacitor discharge process // Welding J. — 1987. — № 6. — P. 33–39.

The paper describes modern methods of producing dispersion-strengthened aluminium-based composite materials, strengthened with silicon carbide particles. The main physico-chemical and mechanical characteristics of these materials are given, and the current methods of joining dispersion-strengthened aluminium-based materials, as well as the problems arising in solid and liquid-phase welding of these materials are considered in detail.

Поступила в редакцию 03.11.2000



ВЛИЯНИЕ ЕДИНИЧНЫХ ВНУТРЕННИХ ДЕФЕКТОВ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ

Т. М. ЛАБУР, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние несплошностей (единичных внутренних дефектов) в сварных соединениях высокопрочных алюминиевых сплавов 1421 и 1460. Установлен характер изменения механических свойств и сопротивления разрушению сплавов в зависимости от наличия в них пор и включений оксидной пленки. Показано, что включения оксидной пленки при тех же относительных размерах, что и у пор, в большей степени влияют на свойства сварных соединений.

Ключевые слова: сварка плавлением, алюминий-литиевые сплавы, металл шва, единичные сварочные дефекты, поры, включения оксидной пленки, механические свойства, сопротивление разрушению

Отклонения от заданных по технологии режимов сварки алюминиевых сплавов, зачастую имеющие место на практике, приводят к образованию в швах внутренних дефектов — пор и включений оксидных плен. Дефекты больших размеров исправляют путем ремонтной подварки. Мелкие единичные дефекты, как правило, остаются в швах, вызывая при этом локальный рост напряжений. Оксидные пленки приравнивают к классу трещиноподобных дефектов. Влияние последних на прочность в основном оценивается с позиций механики разрушения. Наличие единичных пор в шве является менее опасным, так как они не приводят к хрупкому разрушению металла, однако уменьшают площадь рабочего сечения и тем самым снижают прочность соединений. В критических ситуациях дефекты могут инициировать развитие хрупкой трещины.

Сведения о влиянии дефектов на работоспособность сварных соединений с использованием критериев механики разрушения малочисленны [1–3] и касаются преимущественно сварных соединений среднелегированных сталей. Для высокопрочных сплавов количество таких данных также ограничено. Тем не менее из публикаций известно, что с повышением прочностных свойств металла увеличивается его чувствительность к концентраторам напряжений, особенно при низких температурах. Поэтому изучение особенностей поведения металла швов высокопрочных алюминий-литиевых сплавов, содержащих включения оксидной пленки и имеющих поры, а также определение влияния дефектов на работоспособность сварных соединений и установление допустимых размеров внутренних дефектов в изделиях из сплавов 1421 и 1460 являются актуальными задачами. Именно указанные сплавы проявляют повышенную склонность к образованию технологических дефектов: сплав 1421 — к пористости, а сплав 1460 — к включениям оксидных плен [1]. Кроме того, они используются в аэрокосмической технике, работающей в экстремальных условиях, поэтому

изучение влияния единичных дефектов на работоспособность сварных соединений является очень важным.

Область применения механики разрушения для расчетов допускаемых условий эксплуатации или размеров дефектов зависит от размера дефекта, при уменьшении которого утрачивается инвариантность коэффициента интенсивности напряжения K_{Ic} — основной характеристики сопротивления разрушению [4]. Вместе с тем высокопрочные алюминиевые сплавы чаще разрушаются под нагрузкой, превосходящей предел текучести сплава, а также после достижения экстенсивной пластической деформации [5]. Для оценки влияния дефектов на изменение сопротивления разрушению были использованы показатели номинального разрушающего напряжения $\sigma_{р,деф}$ и удельной работы распространения трещины ($УРРТ_{деф}$), получаемые на образцах Кана [4]. Эти характеристики достаточно хорошо коррелируют с величиной K_{Ic} [6].

Стыковые соединения сплава 1421 получены с применением присадочной проволоки Св-АМг63 диаметром 2 мм, а сплава 1460 — Св-1217. Методика подготовки алюминиевых листов толщиной 6 мм и режимы их сварки были типичными для аргодугового способа соединения высокопрочных алюминиевых сплавов [2]. Предварительно наличие дефектов определяли по рентгенограммам и протравленным шлифам со стороны корня шва. В окончательном виде размеры дефектов уточняли на изломах образцов после испытания при осевом и внецентренном растяжении. Относительный размер указанных дефектов в швах подсчитывали как отношение площади сечения, которую занимает единичный дефект $S_{деф}$, к площади, составляющей разницу между номинальным сечением испытуемого образца $S_{обр}$ и площадью исследуемого дефекта — $S_{деф}/(S_{обр}-S_{деф})$. Прочность сварных соединений и номинального разрушающего напряжения при внецентренном растяжении определяли по отношению $P/(S_{обр}-S_{деф})$, где P — максимальная нагрузка, при которой отмечается нестабильное распространение трещины. Средние значения прочности, пластичности и сопротивления разрушению вычисляли по результатам испытания пяти образцов сварных соединений, которые имели приблизительно

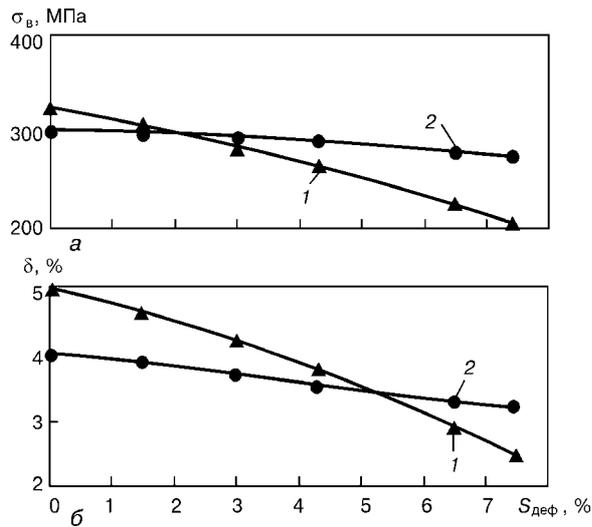


Рис. 1. Зависимость прочности σ_v (а) и пластичности δ (б) сварных соединений алюминиевых сплавов от размеров технологических дефектов S_{def} : 1 — оксидные пленки; 2 — поры

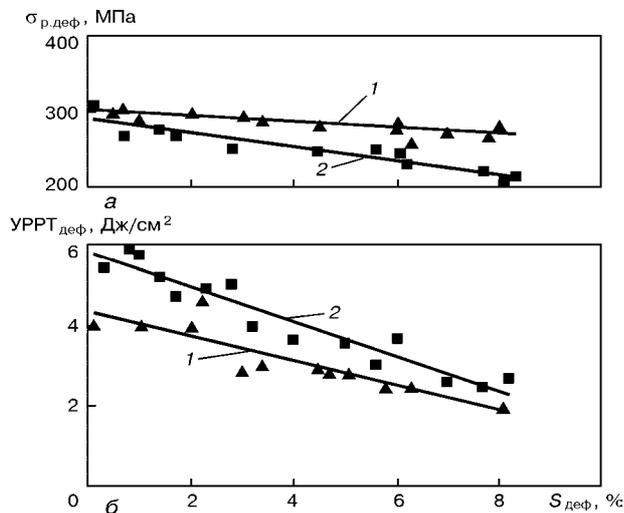


Рис. 2. Влияние размеров технологических дефектов-включений оксидной пленки (2) и пор (1) на $\sigma_{r,def}$ (а) и $URPT_{def}$ (б)

но одинаковое количество включений оксидных плен или пор. Влияние пор исследовали на сварных соединениях сплава 1421, а включений оксидных плен — на соединениях сплава 1460.

Анализ полученных данных показывает, что единичные поры, площадь которых составляет около 1...2 %, снижают прочность по сравнению с бездефектными образцами сварных соединений только на 3...5 % (до уровня 283...297 МПа). Пластичность при этом уменьшается на 10 %, а среднее значение относительного удлинения составляет 3,8 %. Указанная закономерность отчетливо видна на рис. 1. При наличии единичных включений оксидной пленки, которые занимают эквивалентную порам площадь (1...2 %), отмечается их более отрицательное влияние на прочность и пластичность металла шва. Прочность снижается на 10...15 %, а относительное удлинение — на 20...25 % по сравнению с соединениями без дефектов.

Увеличение размера дефектов до 5 % относительно площади рабочего сечения образца приводит к дальнейшему уменьшению показателей механи-

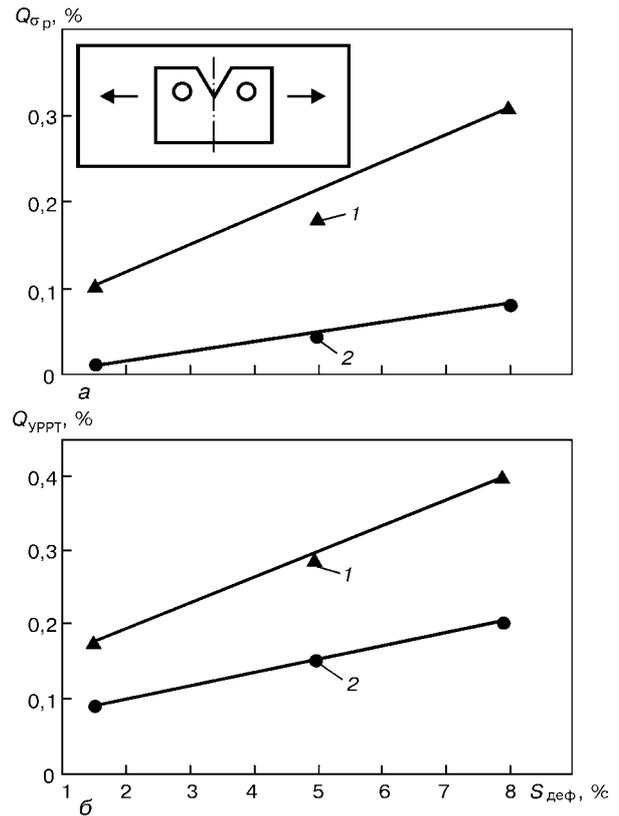


Рис. 3. Чувствительность сварных соединений алюминиевых сплавов в зависимости от вида и размеров технологических дефектов (обозначения кривых 1, 2, как на рис. 1)

ческих свойств сварных соединений. Степень отрицательного влияния включений оксидной пленки выше, чем пор. Относительное удлинение металла таких швов, при котором проявляется склонность металла к пластическому деформированию, при наличии пор уменьшается на 30...50 %, а если в сварных соединениях содержатся единичные включения оксидной пленки — в 2,0...2,5 раза.

Подобное влияние исследуемых дефектов зафиксировано и при оценке параметров сопротивления разрушению — номинального разрушающего напряжения $\sigma_{r,def}$ и $URPT_{def}$ (рис. 2). Единичная пора размером до 2 % относительно площади рабочего сечения образца не оказывает существенного влияния на уровень $\sigma_{r,def}$, среднее значение которого составляет 300 МПа. Показатель $URPT_{def}$ при этом снижается на 10...15 % по сравнению с таковым сварного соединения без дефектов и составляет в среднем 7 Дж/см². Наличие включений оксидной пленки с теми же размерами более негативно отражается на сопротивлении разрушению соединения. Значение $\sigma_{r,def}$ соединений с оксидными включениями на 15...20 % меньше, чем у образцов с порами такого же размера. Увеличение размеров отдельных дефектов до 8 % приводит к снижению уровня $\sigma_{r,def}$ на 13...20 (поры) и на 30...50 % (включения оксидной пленки). Средние значения номинального разрушающего напряжения сплавов 1421 и 1460 при этом равняются соответственно 278 и 255 МПа. Удельная работа распространения трещины ($URPT_{def}$) уменьшается в 1,5 или 2,0 раза в зависимости от типа дефекта (поры или оксидные пленки). Отмеченное ухудшение механических свойств



и сопротивления разрушению сварных соединений обусловлено воздействием дефектов только как концентраторов напряжения, поскольку из площади расчетного сечения образцов они были исключены.

Учитывая неодинаковое влияние исследуемых дефектов, была определена чувствительность Q металла швов алюминиевых сплавов 1421 и 1460, содержащих включения оксидных плен или пор эквивалентных размеров (рис. 3). Сопоставление степени воздействия рассматриваемых дефектов на номинальное разрушающее напряжение выполняли согласно уравнению

$$Q = \frac{\sigma_p - \sigma_{p, \text{деф}}}{\sigma_p}$$

Аналогичный подход был применен и для УРРТ_{деф}:

$$Q = \frac{(\text{УРРТ} - \text{УРРТ}_{\text{деф}})}{\text{УРРТ}}$$

Как показали результаты расчета, включения оксидной пленки в 1,5... 2,0 раза оказывают большее воздействие на металл в окрестности дефекта, чем поры эквивалентного размера (рис. 3). А резкий характер ухудшения свойств сварных соединений, в которых они находятся, указывает на большую степень концентрации напряжения. По мере увеличения размеров включений оксидной пленки темп ухудшения свойств возрастает в 2... 4 раза (рис. 3). Обнаруженные отличия характера воздействия пленки и пор обусловлены их физической природой, а также геометрическими размерами. Размер пор составил десятые доли миллиметра (от 0,1 до 0,3 мм), а толщина оксидной пленки в большинстве случаев была равна тысячным или десятитысячным долям (от $1 \cdot 10^{-6}$ до $1 \cdot 10^{-2}$) миллиметра.

Анализ и обобщение экспериментальных результатов показывают, что предельным размером оксидной пленки является 3 %, а пор — 5 % относительно рабочего сечения. Разрушение исследуемых сварных соединений происходило по месту залегания дефекта. При меньших размерах дефектов образцы разрушались по основному металлу.

Выводы

1. Наличие единичных внутренних дефектов в швах высокопрочных алюминий-литиевых сплавов

The effect of discontinuities (isolated inner defects) in welded joints of high-strength aluminium alloys 1421 and 1460 was studied. The nature of change of the alloy mechanical properties and fracture toughness was established, depending on the presence of pores and oxide film inclusions in them. It is shown that oxide film inclusions at the same relative dimensions, as those of the pores, have a greater effect on welded joint properties.

1421 и 1460 размером 1... 2 % от площади рабочего сечения снижает показатели прочности и относительного удлинения, а также сопротивления разрушению металла. Включения оксидной пленки уменьшают уровень прочности на 10... 15, а относительного удлинения — на 20... 25 % (поры соответственно на 3... 5 и 10 % по сравнению с бездефектными образцами).

2. Дефекты с относительным размером до 5 % ограничивают склонность к пластическому деформированию металла сварных соединений на 30... 50 % при наличии пор и в 2 раза при включениях оксидной пленки. Увеличение размера оксидных включений до 8 % относительно площади рабочего сечения приводит к резкому снижению уровня прочности (на 20... 25 % при осевом растяжении) и номинального разрушающего напряжения (на 30... 40 % при внецентренном растяжении). В соединениях с порами эти показатели снижаются на 15... 20 % относительно швов без дефектов. Воздействие включений оксидных пленок на энергию распространения трещины в 2... 3 раза больше, чем пор эквивалентного размера, что необходимо учитывать при разработке технологии сварки узлов и конструкций ответственного назначения из сплавов 1421 и 1460.

3. Предельный размер дефектов, встречающихся в сварных соединениях высокопрочных алюминий-литиевых сплавов, может составлять не более 5 % площади рабочего сечения (для соединений, содержащих поры) или 3 % (для оксидной пленки).

1. Рабкин Д. М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 254 с.
2. Ищенко А. Я. Сварка легких сплавов и металлических композиционных материалов // Автомат. сварка. — 1991. — № 6. — С. 26–31
3. Кушкина С. И. Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1981. — 280 с.
4. Херицберг Р. В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. — М.: Металлургия, 1989. — 575 с.
5. Статическая прочность и механика разрушения сталей / Под ред. В. Даля, В. Антона; пер. с нем. — М.: Металлургия, 1986. — 565 с.
6. Kobayashi T. Strength and fracture of aluminum alloy // J. of Light Metal Welding and Construction. — 1982. — 32, № 10. — P. 539–552.

Поступила в редакцию 10.11.2000



ХАРАКТЕР ДИФФУЗИИ УГЛЕРОДА В ЗОНЕ КОНТАКТА ПРИ ПРЕССОВО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНОЙ СВАРКЕ

Л. Ю. ДЕМИДЕНКО, Н. А. ОНАЦКАЯ, инженеры
(Ин-т импульсных процессов и технологий НАН Украины, г. Николаев)

Показано, что при прессово-термической электрогидроимпульсной сварке труб с трубными решетками в зоне контакта происходит образование двух полос — науглероженной со стороны трубы и обезуглероженной со стороны трубной решетки. Установлено, что причиной образования полос является направленная диффузия углерода, вызванная появлением в свариваемых элементах остаточных тангенциальных напряжений с различными знаками.

Ключевые слова: прессово-термическая электрогидроимпульсная сварка, сварка давлением, труба, трубная решетка, электрогидроимпульсная запрессовка, зона контакта, диффузия, остаточные тангенциальные напряжения, науглероженная и обезуглероженная полосы

Применение прессово-термической электрогидроимпульсной (ПТЭГ) сварки для соединения труб с трубными решетками позволяет повысить надежность и долговечность теплообменных аппаратов, работающих при больших давлениях и температурах в условиях термоциклирования, а также при вибрационных, ударных и других знакопеременных нагрузках [1]. Данный способ является разновидностью сварки давлением с подогревом, но отличается от других известных тем, что свариваемые детали в нагретом состоянии не подвергаются действию внешнего давления. Эту роль частично выполняет остаточное контактное давление, возникающее в результате запрессовки трубы в трубную решетку [2]. Отсюда следует, что процесс ПТЭГ сварки имеет определенные физические особенности, при которых создаются условия для образования сварных соединений по технологии, значительно отличающейся от традиционной технологии сварки металлов в твердой фазе.

Анализ отличий технологии выполнения сварных соединений сваркой давлением [3] от процесса ПТЭГ сварки показал, что упомянутые особенности главным образом связаны с использованием электрогидроимпульсной запрессовки [4]. В частности, это может быть обусловлено значительно большей, чем при диффузионной сварке, деформацией соединяемых поверхностей, а также возникновением между ними остаточного контактного давления. Согласно [3] при диффузионной сварке приложенное давление практически не приводит к макроскопической пластической деформации и изменению размеров свариваемых деталей. При ПТЭГ сварке вследствие запрессовки остаточное пластическое сжатие соединяемых поверхностей (раздача труб после выборки начального зазора) составляет несколько десятых долей миллиметра. Натяг, образовавшийся между трубой и трубной решеткой, по видимому, препятствует проникновению воздуха

между ними при нагреве, т. е. создаются условия, предотвращающие окисление свариваемых поверхностей, подобные имеющим место при автовакуумной сварке [5]. Определенную роль в образовании металлических связей между трубой и трубной решеткой при ПТЭГ сварке может играть то, что в результате запрессовки вблизи зоны контакта образуются остаточные тангенциальные напряжения противоположных знаков, а именно: в трубе — сжимающие, а в трубной решетке — растягивающие. Согласно [6] это является одним из факторов, стимулирующим диффузионные процессы. После запрессовки и нагрева до температуры сварки при отсутствии внешнего давления становится возможной достаточно интенсивная диффузия атомов через границу соединения.

Целью настоящей работы являлось установление характера диффузии в зоне контакта труб с трубными решетками при ПТЭГ сварке с учетом особенностей распределения остаточных напряжений.

С помощью металлографических исследований зоны соединения труба — трубная решетка из низкоуглеродистой стали Ст3, выполненного ПТЭГ сваркой после отжига при температуре $T_{отж} = 900$ °С в течение 35 мин, было выявлено, что вблизи границы соединения со стороны трубы образуется науглероженная (перлитная) полоса шириной 18... 40 мкм,

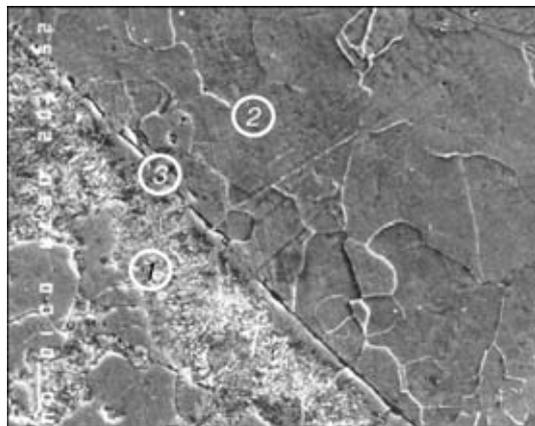


Рис. 1. Микроструктура ($\times 1000$) перлитной полосы в приконтактной зоне соединения труба — трубная решетка, выполненного ПТЭГ сваркой: 1 — труба с перлитной полосой; 2 — трубная решетка; 3 — граница соединения

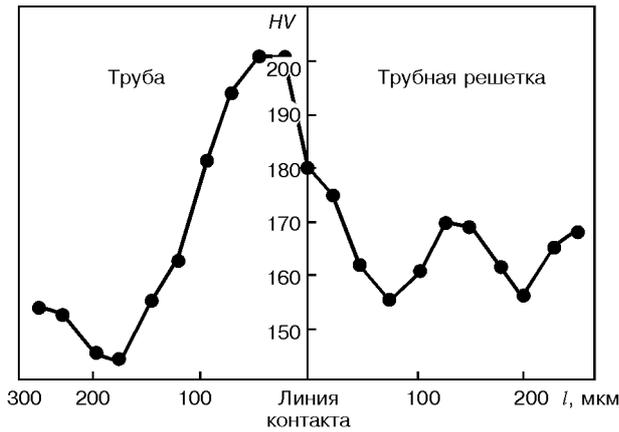


Рис. 2. Распределение микротвердости в зоне контакта и приконтактной зоне после отжига при $T_{отж} = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 60 мин

а в трубной решетке — относительно широкая (200... 400 мкм) обезуглероженная зона (рис. 1). Характерно, что такое явление наблюдается только при относительно высоких ($T_{отж} \geq 900\text{ }^{\circ}\text{C}$) температурах нагрева, при которых достаточно активно проходят процессы диффузии [7]. В этом случае в зоне контакта наблюдается формирование общих ферритных зерен, сопровождающееся прорастанием межзеренных границ. Отмеченное образование науглероженной и обезуглероженной полос подтверждается данными, полученными при измерении микротвердости в зоне контакта и приконтактных зонах сварных соединений (рис. 2). Результаты измерений свидетельствуют о перераспределении углерода несмотря на отсутствие различий его концентрации в исходном состоянии. Химический состав стали трубы следующий, %: углерода 0,18; марганца 0,52; кремния 0,06; состав стали трубной решетки — углерода 0,17; марганца 0,46; кремния 0,07.

Эффект диффузионного перераспределения углерода при традиционной сварке давлением описан в работе [8]. В этом случае подвижность углерода была вызвана разницей в концентрации легирующих элементов контактирующих сталей. При ПТЭГ сварке труб с трубными решетками причина перераспределения углерода очевидно иная — различие знаков остаточных тангенциальных напряжений, образующихся вследствие запрессовки в трубе и трубной решетке по границе соединения, а именно сжимающих — в трубе и растягивающих — в трубной решетке. При этом следует отметить, что в запрессованной трубе при относительно низких радиальных напряжениях тангенциальные остаточные достигают высоких значений, близких или даже равных пределу текучести (рис. 3). Как следует из [6], сжатие металла создает в нем вакансионное насыщение, в результате возникают диффузионные потоки из окружающих зон, направленные в сторону сжатия. Известно также, что скорость диффузии углерода на несколько порядков выше, чем у остальных элементов, в частности у железа [8]. Таким образом создаются предпосылки к повышению концентрации углерода в сжатом приграничном участке трубы, а именно к образованию перлитной полосы (рис. 2). С учетом изложенного выше можно говорить о наличии при ПТЭГ сварке дополнительного

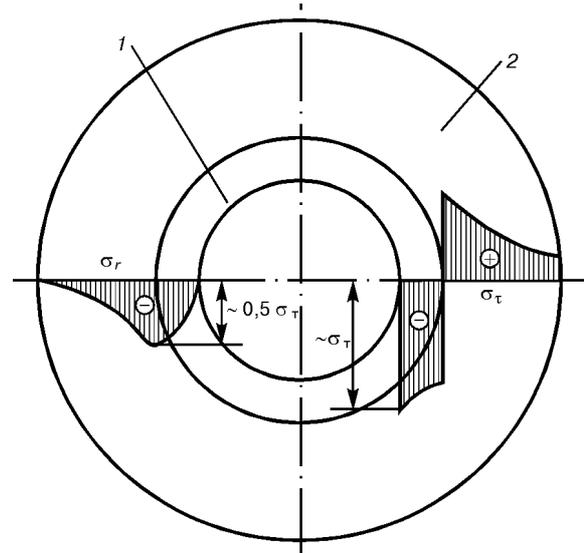


Рис. 3. Характерные эпюры остаточных радиальных σ_r и тангенциальных σ_t напряжений после электрогидроимпульсной запрессовки трубы (1) в трубную решетку (2)

фактора, который интенсифицирует кинетику процесса образования сварного соединения труба — трубная решетка при относительно низком контактном давлении.

Для подтверждения версии образования перлитной зоны в материале трубы и соответственно наличия еще одной особенности ПТЭГ сварки были проведены специальные исследования полученных этим способом соединений труб размером 16,0×2,5 мм с трубными решетками толщиной 60 мм (оба элемента из низкоуглеродистой стали 20). При этом использовалась промежуточная никелевая прослойка, нанесенная на трубу гальваническим способом. Целесообразность этих исследований обусловлена тем, что никель препятствует диффузии углерода [8], поэтому в данном случае перлитная полоса в трубе не должна образовываться. Для обеспечения достаточной активности диффузионных процессов температура термообработки была выбрана равной 900 °С при выдержке в течение 480 мин.

Металлографический и микронзондовый анализы проводили с помощью рентгеновского микроанализа

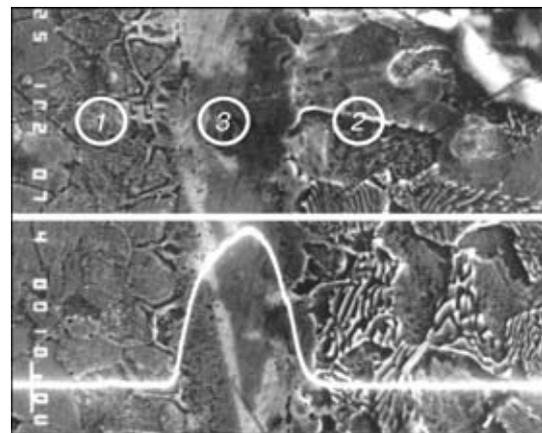


Рис. 4. Микроструктура ($\times 1000$) зоны контакта и приконтактной зоны, а также распределение никеля после ПТЭГ сварки с никелевой прослойкой (1 — труба; 2 — трубная решетка; 3 — никелевая прослойка)



затра ИСХА-733 фирмы «Джеол». Исследования зоны контакта дали ожидаемый результат, а именно: образования перлитной полосы вблизи соединения со стороны трубы не произошло, однако со стороны трубной решетки концентрация перлита несколько увеличилась по сравнению с исходной (рис. 4). Параллельно был проведен микрондальный анализ распределения никеля по линии, расположенной перпендикулярно границе соединения трубы с трубной решеткой (рис. 4), который зафиксировал отсутствие диффузии никеля из прослойки.

Представленные результаты показали, что при ПТЭГ сварке наблюдалась односторонняя направленная диффузия углерода через границу контакта из трубной решетки в трубу. Это обусловлено наличием в свариваемых деталях тангенциальных напряжений различных знаков. Следовательно, при ПТЭГ сварке имеет место дополнительный активизирующий фактор процесса образования сварного соединения, который компенсирует недостаток контактного давления.

It is shown that in press thermal electrohydropulsed tube-to-sheet welding the formation of two bands is occurred in the zone of contact, from a carburised side of the tube and decarburized side of the sheet. It was established that the formation of band is caused by a directed diffusion of carbon due to appearance of residual tangent stresses with different signs in the elements welded.

1. *Опара В. С., Демиденко Л. Ю.* Прессовотермическая сварка — радикальный путь повышения надежности теплообменных аппаратов // Тяж. машиностроение. — 1996. — № 10. — С. 23–26.
2. *Опара В. С., Юрченко Е. С., Демиденко Л. Ю.* Оценка роли высокотемпературного соударения в образовании сварного соединения трубы с трубной решеткой // Автомат. сварка. — 1992. — № 8. — С. 15–16.
3. *Казаков Н. Ф.* Диффузионная сварка материалов. — 2-е изд., перераб. и доп. — М.: Машиностроение, 1976. — 360 с.
4. *Мазуровский Б. Я.* Электрогидроимпульсная запрессовка труб в трубных решетках теплообменных аппаратов. — Киев: Наук. думка, 1980. — 172 с.
5. *Финкельштейн М. Л.* Диффузионная сварка в жидких средах. — М.: Металлургия, 1978. — 64 с.
6. *Каракозов Э. С., Терновский А. П.* Сварка давлением: Диффузионная сварка. — М.: ВИНТИ, 1984. — С. 47–146. — (Итоги науки и техники. Сер. Сварка; Т. 16).
7. *Каракозов Э. С.* Соединение металла в твердой фазе. — М.: Металлургия, 1976. — 263 с.
8. *Лившиц Л. С., Хакимов А. Н.* Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. — М.: Машиностроение, 1989. — 334 с.

Поступила в редакцию 16.10.2000,
в окончательном варианте 20.12.2000



ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ С АЛЮМИНИЕМ ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ

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

Рассмотрены особенности сварки меди с алюминием при различных разновидностях сварки трением — конвенционной и инерционной. По экспериментальным данным выполнен анализ факторов, влияющих на формирование соединений. Рассмотрены условия, определяющие образование и рост интерметаллидной прослойки в зоне соединения. Разработаны принципы управления процессом сварки, обеспечивающие получение качественных соединений.

Ключевые слова: конвенционная сварка, инерционная сварка трением, технология, разнородные соединения, стадии нагрева и проковки, параметры процесса, давление, скорость вращения, осадка, время нагрева и торможения, оборудование, интерметаллидная прослойка, качество соединения

Необходимость сварки меди с алюминием возникает при изготовлении токоведущих деталей и узлов электрических машин, трансформаторов, шинопроводов энергоёмких агрегатов, сосудов химического машиностроения и других изделий [1].

Одним из эффективных методов получения разнородных соединений, в том числе меди с алюминием, является сварка трением. Такая сварка металлов, значительно отличающихся свойствами, имеет ряд особенностей, которые связаны с неодинаковыми температурой плавления и теплопроводностью, а также различным воздействием теплового режима сварки на характер деформирования соединяемых заготовок. Однако наибольшие трудности возникают вследствие химического взаимодействия соединяемых металлов, которое приводит к образованию хрупкой интерметаллидной прослойки в зоне соединения.

Известно [2–8], что для получения качественного сварного соединения необходимо свести к минимуму толщину интерметаллидной прослойки. Параметры режимов сварки, рекомендуемые различными авторами, существенно отличаются друг от друга. Характерным для обычной (конвенционной) сварки трением является приложение на заключительной стадии процесса значительного давления проковки ($p_{пр} = 120... 210$ МПа), которое необходимо для удаления из стыка хрупкого интерметаллидного слоя.

Имеющиеся в литературе данные по сварке меди с алюминием получены при конвенционной сварке трением, для которой характерно быстрое принудительное прекращение вращения. В то же время использование инерционного завершения процесса сварки во многих случаях позволяет оптимизировать термомодеформа-

ционные условия образования соединений, в частности, разнородных сочетаний многих материалов [9–12].

Цель работы состояла в сравнении условий формирования соединений меди с алюминием при различных разновидностях сварки трением: конвенционной и инерционной, а также разработке технологии сварки трением, обеспечивающей высокие механические и эксплуатационные свойства медно-алюминиевых переходников.

В качестве свариваемых материалов использовали медь М1 (ГОСТ 859–78) и технический алюминий АД1 (ГОСТ 4784–74) в виде заготовок диаметром 22 мм. Исследования проводили на установках для конвенционной сварки трением МСТ-2001, СТ-120 и инерционной СТ-100. Привод вращения шпинделя установки СТ-120 осуществляется от двигателя постоянного тока с регулируемой частотой вращения, что позволяло изменять линейную скорость в широких пределах.

Линейная скорость v на периферии свариваемых образцов при выбранных частотах вращения составляла 0,5; 0,75; 1,0; 1,5; 2,0; 2,5 м/с. Давление на стадии нагрева p_n изменялось в пределах 20... 100, а на стадии проковки $p_{пр}$ — 50... 210 МПа. Процесс нагрева заготовок регламентировался по осадке нагрева, которая изменялась в пределах 1,0... 15 мм. Длительность стадии торможения при конвенционной сварке составляла 0,2 с. Технологические параметры инерционной сварки (начальная скорость вращения, момент инерции вращающихся масс) устанавливали такими, чтобы удельная энергия, вводимая в стык, составляла 12,9... 54,0 МДж/м².

Таблица 1. Результаты измерений максимальной температуры зоны контакта медь–алюминий при различных значениях давления наплавки и скорости вращения (диаметр заготовок 22 мм, давление при нагреве 50 МПа, припуск на нагрев 8 мм)

p_n , МПа	$v = 0,75$ м/с			$v = 1,5$ м/с			$v = 2,0$ м/с		
	T_n , °С	$T_{ц}$, °С	T_p , °С	T_n , °С	$T_{ц}$, °С	T_p , °С	T_n , °С	$T_{ц}$, °С	T_p , °С
25	445	395	440	500	475	505	515	490	510
40	450	400	450	505	480	510	520	485	510
60	400	360	390	495	450	490	510	480	505
80	360	320	345	460	435	460	495	450	490
100	340	305	330	430	410	435	480	445	480

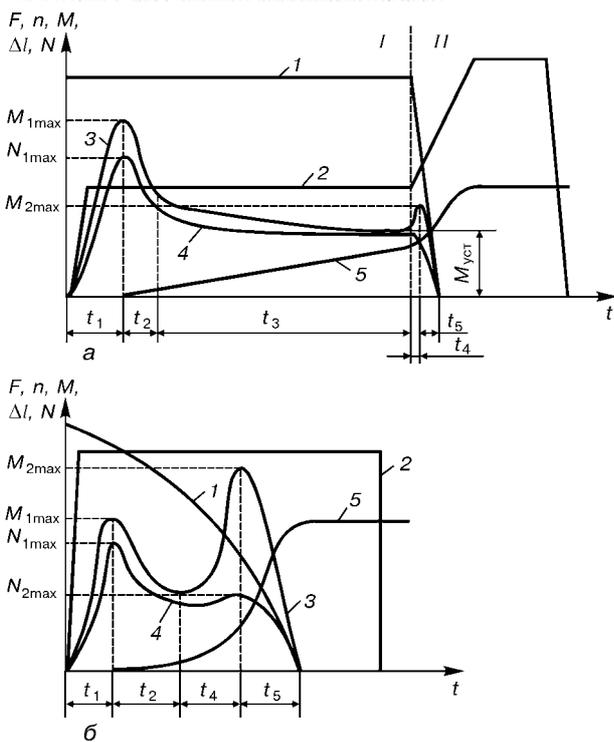


Рис. 1. Типовые осциллограммы процесса конвенционной (а) и инерционной (б) сварки трением: 1 — частота вращения n ; 2 — осевое усилие F ; 3 — момент M ; 4 — мощность тепловыделения в стыке N ; 5 — осадка Δl (укорочение); I — стадия нагрева, II — проковки

В ходе работы на осциллографе Н145 вели регистрацию следующих параметров сварки: температуры в трех точках стыка (на периферии T_n , в центре T_c , на расстоянии $0,5R$ от центра T_p); давлений нагрева p_n и проковки $p_{пр}$; осадки при нагреве и проковке Δl ; времени нагрева t_n и мощности тепловыделения N ; момента трения M , измеряемого с помощью устройства с тензометрическими датчиками [13]. Температуру зоны контакта измеряли хромель-алюмелевыми термопарами (диаметр проволоки 0,2 мм). В связи с тем, что при сварке алюминия с медью последняя практически не деформируется, спай термопары зачеканивали непосредственно в плоскость трения медного образца.

Прочность сварных соединений определяли механическими испытаниями на растяжение по ГОСТ 1497-73, ударную вязкость — по ГОСТ 9454-78. Следует заметить, что стандартные методы испытаний не в полной мере позволяют судить о качестве соединений разнородных металлов [14]. Испытания на растяжение недостаточно «чувствительны» к наличию переходного слоя интерметаллидов и так же, как и испытания на ударную вязкость и статический загиб, не позволяют оценить качество всего сечения сварного соединения. Поэтому дополнительно проводили натурные испытания всего сварного соединения (после удаления грата) на ударный загиб. Такая методика испытаний, широко используемая зарубежными исследователями [4, 14] для оценки качества разнородных соединений, по сравнению со стандартными методами значительно более чувствительна к наличию непроваров и переходного слоя интерметаллидов.

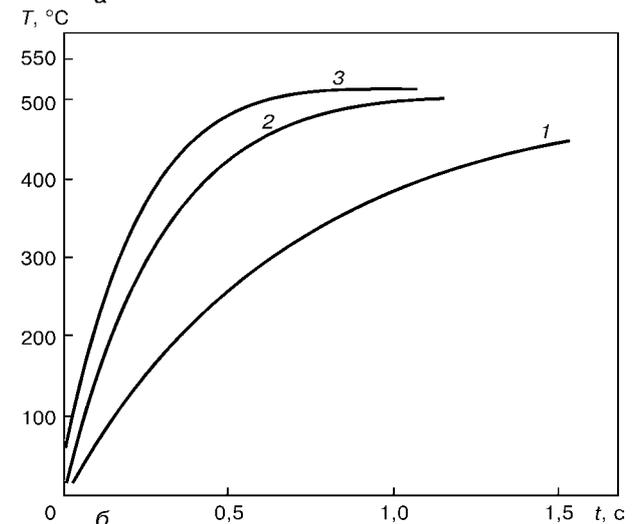
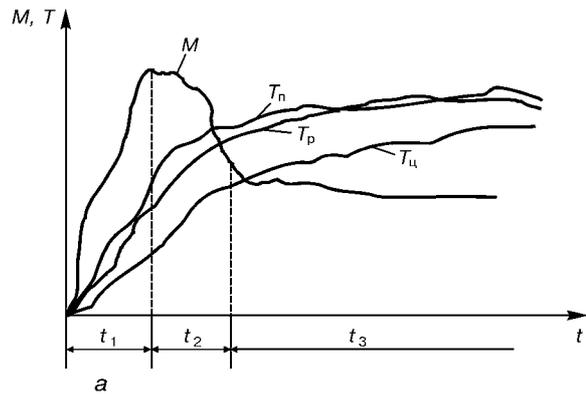


Рис. 2. Изменение во времени момента трения и температуры (а) в различных точках поверхности контакта и максимальной температуры в зоне контакта (б) при $p_n = 40$ МПа и $v = 0,75$ (1); 1,5 (2); 2,0 м/с (3)

Типовые осциллограммы изменения основных технологических параметров при конвенционной и инерционной сварке трением представлены на рис. 1.

В результате измерения температуры зоны контакта (табл. 1) установлено, что на исследуемых режимах температура достаточно быстро (за 0,4...1,2 с) достигает значения 350...500 °С, т. е. температуры, при которой может происходить химическое взаимодействие свариваемых металлов, сопровождающееся реактивной диффузией и образованием интерметаллидных соединений. Процесс нагрева стыка происходит неравномерно (рис. 2, а). Максимум тепловыделения в начальный период трения, соответствующий времени t_1 , зафиксирован в кольцевой зоне, расположенной в интервале от

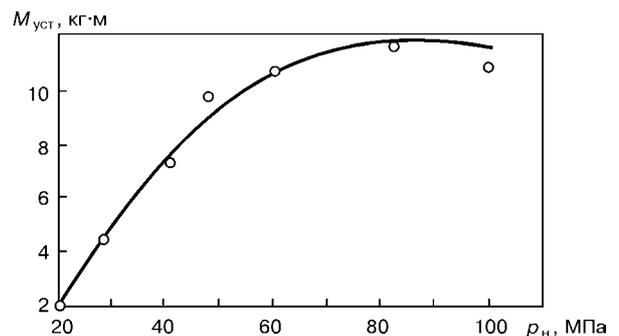


Рис. 3. Зависимость установившегося момента трения от давления при нагреве

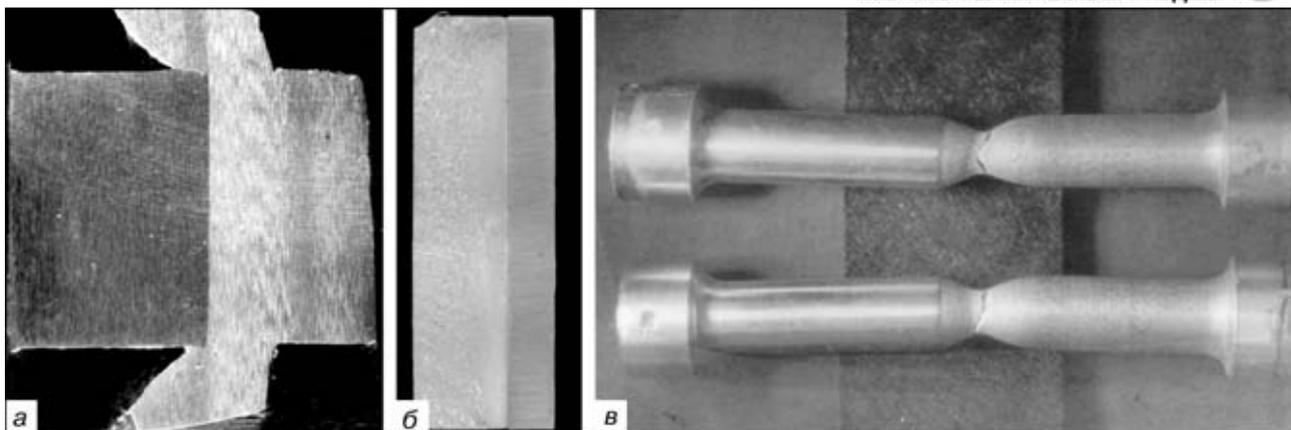


Рис. 4. Соединение, полученное конвенционной сваркой трением с использованием формирующих устройств: *а* — общий вид; *б* — макроструктура (X4, уменьш. 3/5); *в* — после испытания на разрыв

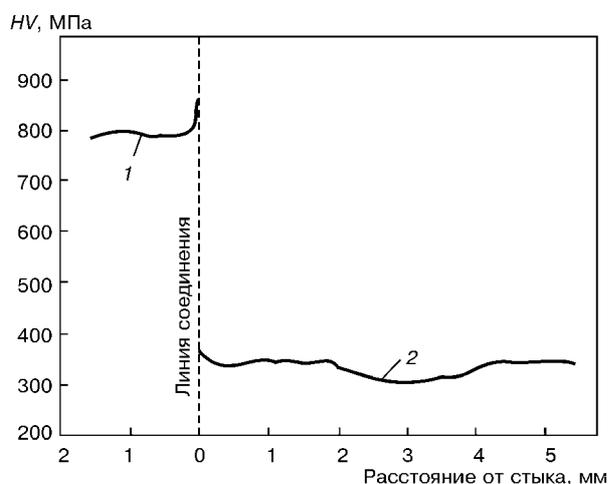


Рис. 5. Изменение микротвердости в зоне соединения меди (1) и алюминия (2)

периферии образцов до $0,5R$ от центра, а минимум — в центре. Разность между максимальной и минимальной температурой нагрева в этот период составляет до $150\text{ }^\circ\text{C}$. Последующий период трения длительностью t_2 характеризуется перераспределением тепловыделения на поверхности трения: наблюдается интенсивное повышение температуры в центре стыка, в то время как на периферии и на расстоянии $0,5R$ от центра ее рост замедляется. Третий период нагрева длительностью t_3 характеризуется выравниванием температуры во всех точках стыка — процесс стабилизируется, и дальнейший нагрев происходит практически равномерно (квазистационарный нагрев).

Анализ осциллограмм, полученных при различных параметрах процесса сварки, свидетельствует о том, что интенсивность выделения энергии в различных фазах процесса зависит от скорости вращения и осевого усилия при нагреве. С увеличением частоты вращения интенсивность роста температуры увеличивается (рис. 2, б), ускоряется и процесс ее выравнивания по всему сечению. С повышением осевого усилия увеличивается высота первого и второго пиков момента трения ($M_{1\max}$, $M_{2\max}$ на рис. 1, а), установившееся значение момента $M_{уст}$ (рис. 3) и скорость пластической деформации (осадки). Время стадии квазистационарного нагрева t_3 (см. рис. 1, а) при этом уменьшается.

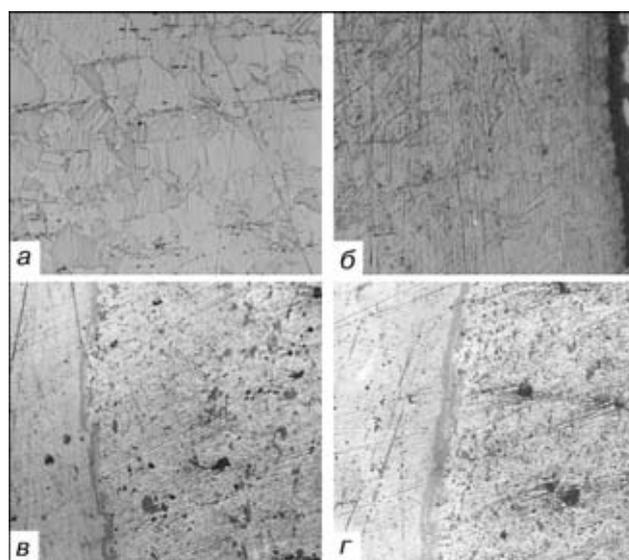


Рис. 6. Микроструктура соединения: *а* — основного металла (меди); *б* — меди вблизи зоны соединения, X100; *в* — в центре; *г* — на периферии, X625 (уменьш. 2/5)

В результате обработки данных механических испытаний установлено следующее. Соединения удовлетворительного качества могут быть получены в широком диапазоне изменения параметров режима сварки: линейной скорости — в диапазоне $0,75...2,50$ м/с, давления при нагреве — $25...100$ МПа, давления проковки — не менее 150 МПа, припуска на нагрев — $1,5...8,0$ мм. Однако существенным является не столько значение отдельных параметров, сколько их сочетание, обеспечивающее оптимальное значение скорости осевой деформации на стадии нагрева при условии строгой регламентации времени или осадки на этой стадии. Соединения, имеющие наилучшие показатели прочности и пластичности, получены при $v = 1,5...2,0$ м/с и $p_n = 40...70$ МПа, при которых обеспечивается скорость осевой деформации $5,5...8,0$ мм/с.

При исследовании макроструктуры соединений поры, раковины и несплавления по границе раздела не обнаружены (рис. 4, а, б). Результаты измерения микротвердости на приборе «Лесо-400» при минимальной нагрузке $0,1$ Н и времени нагружения 10 с показаны на рис. 5. Толщина уплотненных прикон-

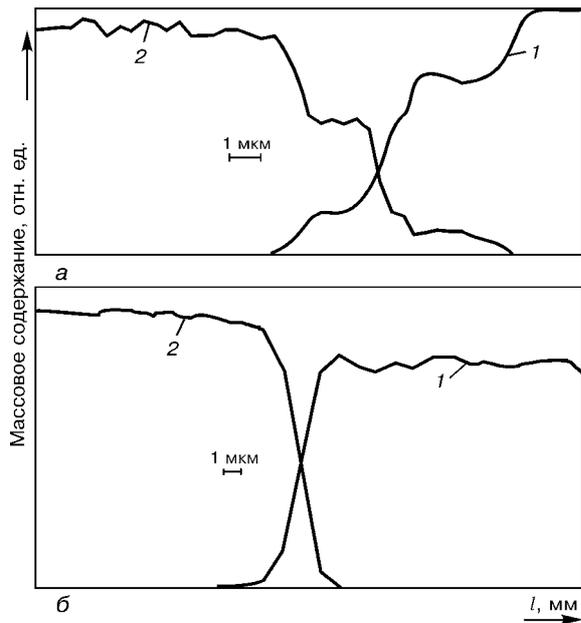


Рис. 7. Распределение меди (1) и алюминия (2) поперек зоны соединения при конвенционной (а) и инерционной (б) сварке трением

тактных слоев алюминия с микротвердостью HV 340... 360 МПа составляет 1,5... 2,0 мм. К этим слоям примыкает область рекристаллизованного основного металла с микротвердостью HV 320... 330 МПа. При испытании на разрыв разрушение, как правило, происходит по этой зоне (рис. 4, в). Структура зоны соединения со стороны меди (рис. 6, а, б) более мелкозернистая, чем у основного металла, обнаруживаются сплюснутые в результате наклепа зерна, а ширина зоны с повышенной твердостью составляет 40 мкм.

При металлографических исследованиях качественных соединений, полученных конвенционной сваркой, обнаруживается неравномерный по сечению переходный слой (рис. 6, в, г). Результаты микрорентгеноспектрального анализа (рис. 7, а) на приборе SX-50 фирмы «Самеса» (диаметр зонда 1 мкм) позволили установить, что в составе переходного слоя преобладает фаза, соответствующая интерметаллидному соединению $CuAl_2$, а со стороны алюминия формируется зона объемного взаимодействия на основе твердого раствора $\alpha + CuAl_2$.

Таблица 2. Результаты механических испытаний на ударный изгиб соединений медь-алюминий, полученных инерционной сваркой (диаметр заготовок 22 мм, давление 65 МПа)

Момент инерции вращающихся масс I , кг·м ²	Частота вращения n , об/мин	Удельная энергия $e_{уд}$, МДж/м ²	Угол загиба до разрушения, град
0,4	1500	12,9	5
0,4	1700	16,7	15
0,4	2000	23,1	90 (без разрушения)
0,4	2200	27,9	90 (без разрушения)
0,4	2500	36,0	65
0,6	2500	54,0	20

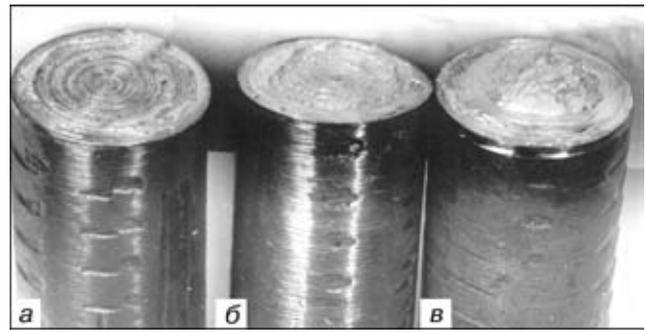


Рис. 8. Поверхности изломов сварных соединений, полученных при давлении нагрева 25 (а), 40 (б), 50 МПа (в)

Известно, что механические свойства биметаллических соединений зависят от толщины переходного слоя интерметаллидов [1, 2]. В результате совместного анализа результатов металлографических исследований и механических испытаний медно-алюминиевых переходников установлено, что высокие пластические свойства при испытаниях на ударный изгиб имеют соединения с толщиной переходного слоя не более 2 мкм. При испытаниях на растяжение положительные результаты механических испытаний (разрушение по основному металлу алюминия) получены при значительно большей толщине переходного слоя (приблизительно до 10 мкм).

Установлено, что толщина переходного слоя интерметаллидов в соединении зависит от сочетания технологических параметров режима сварки. Увеличению толщины интерметаллидной прослойки способствует повышение линейной скорости и припуска на нагрев, а также снижение давления при нагреве и проковке. Таким образом, для минимизации толщины интерметаллидного слоя следует стремиться к снижению времени нагрева при заданном сочетании других технологических параметров.

Однако, как показывают многочисленные эксперименты, получить соединения с высокими показателями механических свойств и полностью избежать образования интерметаллидного слоя при конвенционном процессе не удастся. Это связано с особенностями заключительной стадии процесса сварки — быстрым торможением вращения. Расшифровка осциллограмм этого процесса показала, что остановка вращения на заключительной стадии опережает приложение заданного усилия проковки, следствием чего является быстрое снижение температуры свариваемых поверхностей и температурного градиента в зоне пластической деформации. При ограничении по времени квазистационарной стадии нагрева температурно-временными условиями образования интерметаллидов не удастся обеспечить необходимую степень пластической деформации на заключительной стадии процесса даже при значительном давлении проковки. Поэтому время стадии нагрева при конвенционной сварке должно быть достаточным для создания в зоне соединения определенного температурного градиента. При этом избежать образования интерметаллидной прослойки не удастся.

Кроме того, диапазон изменения основных технологических параметров, при которых могут быть получены качественные соединения, во многом оп-

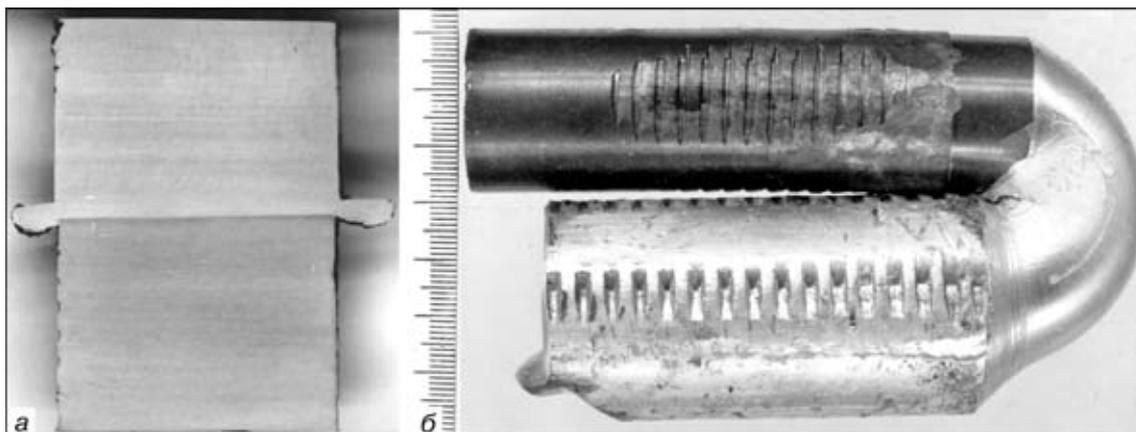


Рис. 9. Соединения, полученные инерционной сваркой трением: *a* — после сварки; *б* — после механических испытаний

ределяется динамическими характеристиками приводов осевого усилия и вращения сварочного оборудования. Так, соединения, имеющие угол загиба 90° , получены на серийной сварочной установке МСТ-2001 при давлении проковки $p_{пр}$ не менее 200 МПа, а на установке СТ-120 — при 150 МПа. Благодаря более высокому быстродействию привода осевого усилия установки СТ-120 удается форсировать приложение проковочного усилия и обеспечить большую степень локализации пластической деформации в зоне соединения при меньшем значении давления проковки. Для получения качественных соединений на установке МСТ-2001 необходимо увеличивать время нагрева и усилие проковки в сочетании с использованием формирующих устройств (см. рис. 4, *a*). По-видимому, особенностями используемого оборудования можно объяснить существенные различия в приводимых различными исследователями режимах сварки медно-алюминиевых переходников [2–8].

При анализе осциллограмм процесса инерционной сварки меди с алюминием обнаружили следующие особенности. Практически не наблюдается третьей фазы (квазистационарного нагрева), а значение второго пика момента трения значительно превосходит таковое при конвенционной сварке. Появление второго пика на кривой момента (см. рис. 1, *б*) можно объяснить тем, что при уменьшении скорости вращения снижается градиент температурного поля и увеличивается глубина зоны, в которой происходит выделение тепла в результате деформационного течения металла и разрушения металлических связей.

Установлено, что на заключительной стадии торможения процесс трения сопровождается глубинными вырываниями и смещением поверхности трения в сторону алюминиевой заготовки. На изломах соединений, полученных при малых давлениях (менее 60 МПа), обнаруживается слой алюминия (рис. 8), перенесенный на поверхность медной заготовки, толщиной 0,1... 0,5 мм. Это свидетельствует о том, что прочность возникающих связей на этапе инерционного завершения процесса нагрева выше прочности основного металла алюминия, причем эти связи охватывают всю номинальную поверхность свариваемых деталей.

Таким образом, окончательное формирование соединений происходит между алюминиевой заготовкой и слоем алюминия, перенесенным на поверхность медной заготовки. Поскольку при инерционной сварке в отличие от конвенционной осевое усилие на заключительной стадии процесса прикладывается к вращающимся заготовкам, то обеспечивается и высокая интенсивность, и степень локализации деформации в зоне контакта. Благодаря совместному воздействию на пластифицированный слой металла осевого усилия и момента трения качественные соединения могут быть получены при осевом усилии, значительно меньшем, чем при конвенционном процессе. При режимах инерционной сварки с удельной энергией 23... 28 МДж/м² минимальное давление, при котором обеспечиваются высокие показатели прочности и пластичности сварных соединений, удалось снизить до 65 МПа (табл. 2, рис. 9). Следует заметить, что при одноступенчатом приложении осевого усилия, характерном для инерционной сварки, процесс формирования соединений в меньшей степени зависит от динамических характеристик силового привода сварочного оборудования.

В процессе металлографических исследований качественных сварных соединений не удалось обнаружить переходный слой, содержащий интерметаллидную фазу. Для более глубокого изучения зоны соединения использовали методику изготовления микрошлифов, при которой стык вырезался под углом α к плоскости соединения — таким образом, толщина линии соединения визуально увеличивалась в $1/\sin\alpha$ раз.

Микрорентгеноспектральный анализ подтвердил отсутствие интерметаллидной фазы в зоне соединений, полученных при инерционной сварке. На кривых распределения меди и алюминия (см. рис. 7, *б*) не наблюдаются перегибы, характерные для соединений с постоянным или переменным составом; в этой зоне имеет место взаимная диффузия меди и алюминия на глубину до 3 мкм. Образующаяся в этом случае переходная зона является наиболее благоприятной.

Данные металлографических и микрорентгеноспектральных исследований свидетельствуют о том, что при инерционной сварке на оптимальных режимах удалось ограничить рост интерметаллид-



ной фазы и, благодаря локализации деформации в зоне контакта, получить соединения с дисперсной структурой без слоя интерметаллидов.

На основании полученных результатов были разработаны следующие основные принципы управления процессом формирования соединений при сварке трением медно-алюминиевых переходников:

1) строгое дозирование вкладываемой в стык энергии на стадии нагрева. Это достигается управлением основными технологическими параметрами, обеспечивающим условия, при которых термический цикл сварки не превышает температурно-временных условий образования в зоне соединения интерметаллидной прослойки;

2) регулирование динамики изменения скорости вращения сварки: высокие значения на начальном этапе и постепенно уменьшающиеся до нуля на завершающем. При этом создаются условия для интенсификации и локализации пластической деформации в зоне контакта;

3) циклограмма приложения осевого усилия и конкретные значения давления проковки должны определяться с учетом динамических характеристик силового привода сварочной установки.

Выводы

1. Для получения качественных соединений при конвенциональной сварке трением необходимо оптимальное сочетание технологических параметров, обеспечивающее определенную скорость осевой деформации при нагреве, и задание давления проковки с учетом динамических характеристик привода осевого усилия сварочной установки.

2. В качественных соединениях, полученных конвенциональной сваркой трением, обнаружен переходный слой интерметаллидов. Высокие механические свойства соединений обеспечиваются при толщине переходного слоя до 2 мкм.

3. За счет соответствующего задания параметров инерционной сварки трением удастся ограничить рост интерметаллидной фазы его начальными этапами. При этом, благодаря интенсификации деформации и локализации ее вдоль поверхности контакта, в зоне соединения формируется дисперсная структура без слоя интерметаллидов.

Current trends in development of equipment for friction welding and peculiarities of designing of machines for its modifications, such as conventional, inertia and combined friction welding, are analysed. The work performed at the E. O. Paton Electric Welding Institute in the area of development and manufacture of the friction welding equipment is described. Peculiarities of design of the ST-120 machine, which can be the basic model for a new generation of the friction welding machines, are presented.

4. При инерционной сварке на заключительной стадии нагрева наблюдается смещение поверхности трения в сторону алюминиевой заготовки. Это свидетельствует о том, что на завершающем этапе сварки прочность возникающих в зоне соединения связей выше прочности основного металла алюминия.

5. Установлена возможность значительного снижения давления на заключительной стадии процесса при инерционной сварке по сравнению с конвенциональной.

1. *Рябов В. П.* Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами. — Киев: Наук. думка, 1983. — 264 с.
2. *Сварка трением.* Справочник / В. К. Лебедев, И. А. Черненко, В. И. Виль и др. — Л.: Машиностроение, 1987. — 236 с.
3. *Штерин Л. А., Прокофьев С. Н.* Сварка трением алюминия со сталью и медью // Свароч. пр-во. — 1961. — № 11. — С. 30–32.
4. *Ellis C. R., Nicholas E. D.* Determination of a procedure for making friction welds between electrical grade aluminium and tough pitch copper // Weld. Res. Int. — 1975. — 5, № 1. — P. 1–32.
5. *Kreye H., Reiners G.* Metallurgical aspects and application of friction welding // Advances in Welding Science and Technology: Proc. of Intern. conf. of trends in welding research. (Gatlinburg, USA, 18–22 May, 1986). — P. 838.
6. *Braun E., Braun I. J.* The joining of copper to aluminium by friction welding // UKAEA Res. Group Rep. — 1969.
7. *Friction welding of St-Al and Al-Cu materials* / B. S. Yilbas, A. Z. Safin, N. Kahraman, A. Z. Al-Garni // J. Mater. Proc. Tech. — 1995. — 49. — P. 431–443.
8. *Friction welding of copper-tungsten sintered alloy to pure aluminium* / M. Aritoshi, K. Okita, T. Enjo, K. Ikeuchi // Trans. Jap. Weld. Soc. — 1993. — 24, № 1. — P. 50–56.
9. *Lebedev V. K., Chernenko I. A.* Friction welding // Welding and Surfacing Reviews. — 2, pt. 4. — Harwood: A. P., 1992. — P. 59–168.
10. *Кучук-Яценко С. И.* Состояние и перспективы развития сварки давлением // Сварка и родственные технологии — в XXI век: Сб. тр. междунар. конф. (Киев, ноябрь 1998). — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона. — 1998. — С. 110–119.
11. *Черненко И. А., Зяхор И. В.* Сварка трением разнородных металлов и сплавов // Сварщик. — 1999. — № 1. — С. 10–12.
12. *Kuchuk-Yatsenko S. I., Zyakhor I. V.* Friction welding of dissimilar metals // Proc. of symp. on exploiting solid state joining, 13–14 Sept., 1999. — Cambridge, Great Abington: TWI, EWI, 1999.
13. *Определение момента трения при инерционной сварке по величине углового ускорения* / В. К. Лебедев, Л. В. Литвин, А. Т. Дышленко, И. А. Черненко // Автомат. сварка. — 1986. — № 8. — С. 31–33.
14. *Ellis C. R., Nicholas E. D.* Mechanical testing of dissimilar metal friction welds // Weld. Res. Int. — 1976. — 6, № 2. — P. 1–22.

Поступила в редакцию 19.12.2000

ТЕХНИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ СТРОИТЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ В УКРАИНЕ

А. В. ШИМАНОВСКИЙ, В. Н. ГОРДЕЕВ, А. И. ОГЛОБЛЯ, А. В. ПЕРЕЛЬМУТЕР, доктора техн. наук,
М. А. МИКИТАРЕНКО, канд. техн. наук (ОАО «УкрНИИПроектстальконструкция им. В. Н. Шимановского», г. Киев),
Е. В. ГОРОХОВ, В. П. КОРОЛЕВ, доктора техн. наук (Донбас. гос. акад. строительства и архитектуры, г. Макеевка)

Приведен анализ технического состояния и проблем эксплуатации строительных металлических конструкций в Украине. Даны количественная и качественная оценка состояния металлофонда, рассмотрены причины аварий строительных металлических конструкций и технические аспекты, связанные с безопасностью их эксплуатации.

Ключевые слова: строительные металлические конструкции, техническое состояние, аварийность, износ, остаточный ресурс, проблемы эксплуатации

Украина имеет значительный строительный фонд, который представлен производственными, общественными сооружениями и жилыми зданиями. Их стоимость составляет свыше 60 % стоимости основных фондов народного хозяйства страны. Это большое достояние украинского народа. Сохранить это богатство в состоянии, пригодном для использования по назначению на протяжении заданного срока эксплуатации, является одной из важнейших народнохозяйственных проблем.

Тем не менее в последние годы отмечается лавинное возрастание количества аварий, в том числе и техногенного характера. С 1991 г. на предприятиях горнодобывающей, металлургической, машиностроительной и других отраслей промышленности, в жилищно-коммунальном хозяйстве и в строительстве произошли тысячи аварий, большинство из которых сопровождались человеческими жертвами. Значительная часть их была обусловлена старением несущих строительных конструкций.

Предотвращение влияния процессов старения и износа на возможность аварийного разрушения строительных конструкций является одной из главных проблем безопасности, поскольку производственные здания и сооружения являются местом продолжительного пребывания большого количества людей, жизнь и здоровье которых подвергаются опасности. В то же время пригодность к эксплуатации таких зданий способствует стабильности производства во многих отраслях народного хозяйства. К сожалению, этому вопросу не уделяется надлежащего внимания, хотя проблема старения основных фондов хорошо известна специалистам. Старение активных производственных фондов в основном приводит к снижению производительности труда (иногда к повышению травматизма), а пассивных, к которым относятся здания и сооружения, — к внезапным разрушениям, что ставит под угрозу жизнь и здоровье производственного персонала и жителей.

Анализ технического состояния зданий и сооружений, построенных не только в 1950–1970 гг., но и за последние 10...20 лет, свидетельствует о том,

что в их содержании нет надлежащего порядка, соответствующей системы, которые обеспечили бы квалифицированную эксплуатацию, инженерную диагностику их состояния, своевременный ремонт, реновацию и предупреждали бы аварии, обеспечивая тем самым сохранение народного достояния и нежелательные нарушения экологического состояния окружающей среды.

В Украине накоплен большой фонд строительных металлических конструкций. Только в основных областях промышленности эксплуатируется 36 млн т несущих металлических конструкций. Они прежде всего сконцентрированы на объектах базовых областей: черной и цветной металлургии, машиностроения, энергетической, угледобывающей, нефтегазовой промышленности и др. Отраслевая структура фонда эксплуатируемых металлических конструкций приведена на рис. 1. Основу фонда металлических конструкций Украины составляют промышленные здания. Общая масса этих конструкций превышает 12,2 млн т, что составляет 35 % общего количества эксплуатируемых металлических конструкций. Характеристика фонда по типам

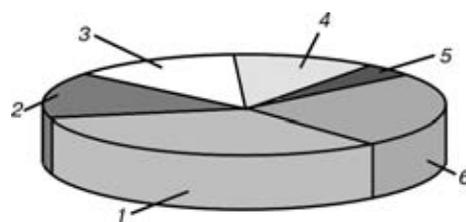


Рис. 1. Отраслевая структура фонда металлических конструкций: 1 — черная и цветная металлургия (32 %); 2 — машиностроение (14 %); 3 — угольная промышленность (14 %); 4 — электроэнергетика (11 %); 5 — транспорт и связь (3 %); 6 — другие отрасли народного хозяйства (26 %)

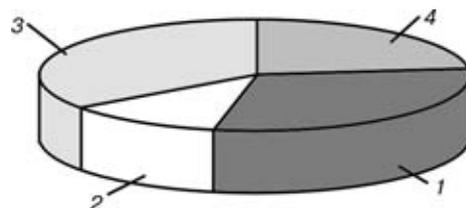


Рис. 2. Характеристика фонда по типам конструкций: 1 — листовые конструкции (30 %); 2 — электросетевые конструкции (12 %); 3 — промышленные здания (35 %); 4 — другие (23 %)



Таблица 1. Аварийность покрытий производственных зданий в разных отраслях промышленности

Отрасль промышленности	Количество объектов, шт.	Количество ферм		
		Всего	Разрушенных	Не разрушенных
Черная металлургия	47	661	281	380
Машиностроение	29	236	228	8
Производство стройматериалов	28	298	193	105
Цветная металлургия	11	74	74	—
Легкая и химическая промышленность	7	479	479	—
Энергетика	5	43	36	7
Прочие	24	40	27	13
Всего	151	1831	1318	513

конструкций приведена на рис. 2.

Отмечена стойкая тенденция снижения объема производства металлических конструкций, несмотря на наличие производственной базы и квалифицированных кадров. Современный потенциал заводов металлоконструкций, которые входят в объединения «Укрстальконструкция», позволяет ежегодно вырабатывать до 450 тыс. т металлоконструкций разного назначения. Заводы оснащены автоматизированными линиями для изготовления сварных конструкций, гнутых профилей, профилированных настилов, трехслойных эффективных ограждающих панелей. На базе Житомирского ЗОКа, Каменец-Подольского и Краматорского ЗМК была создана практически новая подотрасль строительных металлоконструкций, ориентированная на производство эффективных ограждающих металлоконструкций, конкурентоспособных с лучшими мировыми аналогами. Однако экономические условия, сформировавшиеся в Украине, существенным образом отражаются на состоянии области. Если в 1990 г. было изготовлено 376,6 тыс. т строительных металлических конструкций, то в 1995 г. — только 85,7, а в 1999 г. — 21,5 тыс. т. Еще более печальное состояние зафиксировано в производстве легких металлических конструкций. При потенциальных возможностях ежегодного выпуска 80 тыс. т профилированного настила и 3,2 млн м² панелей для покрытий и стен в 1998 г. изготовлено соответственно 950 и 5 тыс. м², т. е. соответственно 1,18 и 0,15 % общего потенциала.

Электросетевые конструкции составляют значительную часть основных производственных фондов предприятий электрических сетей. В энергосистемах Украины эксплуатируется около 40 тыс. км воздушных линий (ВЛ) электропередач, общая масса которых достигает 600 тыс. т. По масштабам производства опоры ВЛ электропередач занимают второе место после конструкций промышленных зданий. Согласно оценкам исследователей, для изготовления опор ВЛ электропередач и порталов открытых распределительных устройств (ОРУ) применяется до 12 % всей стали, используемой для производства строительных конструкций.

Так, наблюдается рост количества аварий и разрушений строительных конструкций на объектах

разного назначения. Эта тенденция характерна для большинства регионов Украины, что отмечено в решении Первой всеукраинской научно-технической конференции «Аварии зданий и сооружений и мероприятия по их предотвращению», которая состоялась в 1997 г. Полные обрушения конструкций, к счастью, являются относительно редкими явлениями. Однако зафиксировано большое количество поврежденных конструктивных элементов зданий и сооружений, которые только благодаря благоприятному стечению обстоятельств не перешли в состояние катастрофического разрушения. Аварийность покрытий производственных зданий в разных отраслях промышленности исследовали по материалам актов и отчетов расследования причин аварий и по отчетам специально выполненным послеаварийных обследований на 151 объекте. Данные приведены в табл. 1. На этих объектах 1318 ферм разрушились, 513 были временно (к принятию решения о возможности их дальнейшего использования) выведены из эксплуатации.

Аварии на опорных ВЛ электропередач и на порталах ОРУ наносят огромный ущерб потребителям и эксплуатирующим организациям. Это обуславливает повышенный интерес научно-исследовательских организаций и энергетических компаний многих стран к разработке эффективных профилактических мер по повышению эксплуатационных качеств электросетевых конструкций.

Анализ отказов ВЛ по элементам показал, что опоры являются довольно надежными конструкциями. Значительное количество отказов ВЛ происходит вследствие повреждения изоляторов и проводов. Только 30...35 % случаев отключений связано с повреждением опор. Однако разрушения опор имеют наиболее сложные последствия для линий электропередач и приводят к большим расходам, связанным с восстановлением ВЛ и недоотпуском электроэнергии.

Основное количество нарушений работоспособности ОРУ вызвано повреждениями электрического оборудования, режеле изоляторов, проводов и тросов. Обрушения порталов случаются редко.

Результаты сравнения статистики отказов в бывшем СССР и Украине свидетельствуют о значительном увеличении количества отказов металлических опор, вызванных преднамеренной разборкой конструкций посторонними лицами. Как правило, такие отказы сопровождаются большими объемами разрушений. Это объясняется, во-первых, тем, что разборке подвергаются несколько опор на линии, а во-вторых, целиком нарушается расчетная схема сооружения. Поэтому даже небольшие внешние нагрузки способны вызвать каскадное обрушение конструкций.

Статистика аварийных отказов может быть основой для исследования надежности строительных объектов. Однако наблюдается существенное расхождение данных статистики с основными теоретическими разработками по вопросам надежности. Существует направление, которое развивает представление о надежности как о функции коэффициента запаса прочности. При этом сами понятия «коэффициент запаса» и «прочность» объясняются до-

вольно обобщенно.

На первый взгляд, такой подход выглядит убедительно, но при более детальном анализе выясняется, что среди причин отказов конструкций, кроме случая превышения случайной нагрузкой случайного значения несущей способности (т. е. недостаточность коэффициента запаса), присутствуют и многие другие (неопределенность работы конструкции, ошибки при проектировании, изготовлении и монтаже, нарушение правил эксплуатации и т. п.). В этих условиях выбирать в качестве меры повышения надежности только увеличение коэффициента запаса нелогично, следует иметь в виду также альтернативные способы увеличения надежности. К ним относятся усовершенствование схем конструкций, разработка ремонтнопригодных решений, организация наблюдения за состоянием конструкций, усовершенствование службы эксплуатации и многие другие подходы, направленные на повышение приспособляемости конструкции со случайными свойствами к неопределенным условиям работы. Таким образом, в число рассматриваемых проблем должны входить не только технические, но и проблемы взаимодействия человека (проектировщика, строителя, эксплуатационника) и сооружения на протяжении всего жизненного цикла объекта. Такие мероприятия могут быть объединены в комплекс работ по эксплуатационному менеджменту.

Подтверждением необходимости последнего могут служить причины аварий металлических конструкций как зданий и сооружений общего назначения, так и специальных объектов (рис. 3), рассмотренные в разных публикациях. Из рис. 3 видно, что к причинам, с которыми связаны классические направления исследования надежности, можно отнести не более 30 % случаев (недоработка норм проектирования и неудачное проектное решение). Вместе с тем в отчетах об оценке технического состояния эксплуатируемых конструкций преобладают такие дефекты, как коррозионный износ или повреждение элементов, возникшие в результате наезда транспортных средств или безграмотной подвески грузов. Все эти повреждения почти не связаны с коэффициентом запаса. При рассмотрении статистики причин аварий следует иметь в виду перекося оценок в сторону завышения причины «неудачное проектное решение, ошибки проекта». Это связано с тем, что в отличие от других участников строительного процесса проектировщики находятся в невыгодном положении, особенно в тех случаях, если

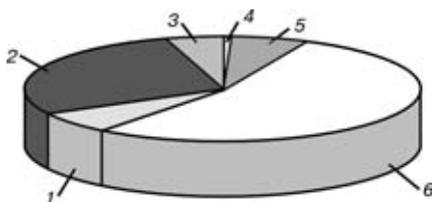


Рис. 3. Причины аварий металлических конструкций: 1 — низкое качество материалов (6,3 %); 2 — неудачное проектное решение, ошибки проекта (25,1 %); 3 — недоработка норм проектирования (4,2 %); 4 — другие причины и их сочетание (0,4 %); 5 — неправильное содержание — ремонт и профилактика (48,3 %); 6 — дефекты изготовления и монтажа (15,7 %)

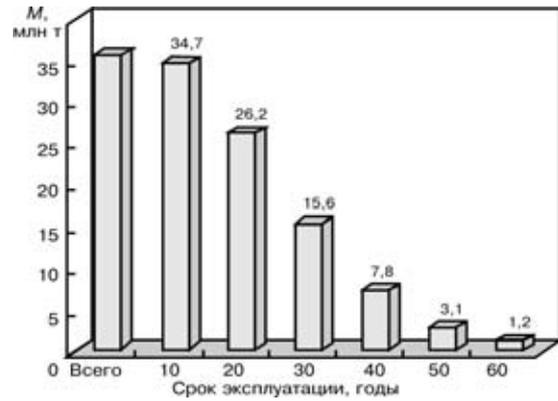


Рис. 4. Вековая структура фонда металлических конструкций, эксплуатируемых в Украине; М — масса конструкций

причина аварии не очевидна и ее сразу не удалось установить. Конкретный дефект изготовления или монтажа разрушившейся конструкции (например, дефектный сварной шов или отсутствие необходимого количества болтов), трудно отыскать в груде испорченного металла. В то же время проект, по которому было возведено сооружение, может быть детально и всесторонне проанализирован. Наличие незначительных ошибок, даже тех, которые не привели к аварии, всегда будет выявлено квалифицированной экспертизой и отмечено в акте расследования аварии.

Как указывалось ранее, большая часть фонда металлических конструкций — это конструкции зданий и сооружений, введенных в эксплуатацию более 20 лет назад. Вековая структура фонда эксплуатируемых металлических конструкций, приведена на рис. 4.

Большая часть этого фонда имеет значительный физический износ и поврежденность (рис. 5). Поскольку масштабы строительства новых зданий и сооружений невелики, то возникает проблема обеспечения надежности эксплуатации существующего фонда строительных металлических конструкций.

Огромный объем данных о результатах обследований существующих конструкций дает богатый материал для изучения процесса повреждения конструкций и разработки мероприятий с целью повышения их надежности и долговечности. Так, в Ук-

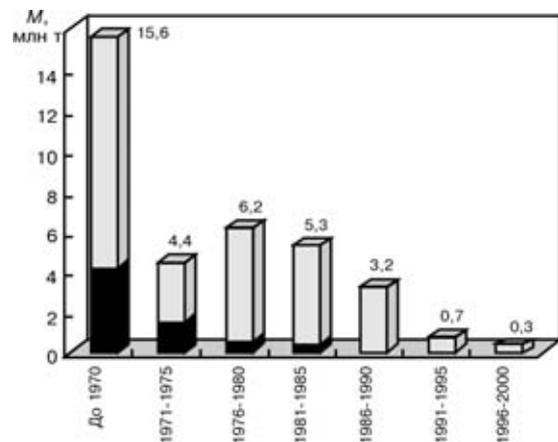


Рис. 5. Объемы эксплуатируемых металлических конструкций и их ориентировочный износ; зачерненные части диаграмм — объемы конструкций, исчерпавших свой ресурс



Таблица 2. Повреждаемость покрытий производственных зданий в разных отраслях промышленности

Отрасль промышленности	Количество объектов, шт.	Количество ферм		
		Всего	С дефектами и повреждениями	
			шт.	%
Машиностроение	15	1074	419	39,0
Черная металлургия	18	1170	463	39,6
Цветная металлургия	4	336	117	34,8
Судостроение	6	243	101	41,5
Энергетика	3	262	84	32,1
Всего	46	3085	1184	38,4

рНИИПроектстальконструкции им. В. Н. Шимановского были проведены обобщающие исследования повреждаемости покрытий производственных зданий в разных отраслях промышленности. Некоторые из них (46 объектов) приведены в табл. 2.

В Украине эксплуатируется около 10,5 млн т металлических листовых конструкций, что составляет 30 % их общего количества, из них 40... 45 % — это конструкции стальных резервуаров. Существует банк данных, где хранятся сведения о техническом состоянии и отказах резервуаров в условиях эксплуатации, большинство из которых находится на грани исчерпания своего остаточного ресурса.

Не лучшее положение и с эксплуатацией мостов, которых в Украине насчитывается свыше 28 тыс. К сожалению, за большей частью из них нет надлежащего ухода. При этом в городах и поселках 83 % мостов и путепроводов не отвечают требованиям современных норм относительно габаритов и грузоподъемности.

В Украине значительная часть (более 1/3) эксплуатируемых электросетевых конструкций исчерпали свой ресурс или близки к этому. В ближайшее время можно ожидать увеличения количества аварий и отказов, вызванных потерей работоспособности опор ВЛ и порталов ОРУ. В этой ситуации чрезвычайно актуальной является задача создания научной базы (экспериментальной и теоретической), которая позволит обеспечить надежную работу и максимальную реализацию резервов несущей способности сооружения за счет совершенствования принципов расчета, проектирования и изготов-

ления электросетевых конструкций. Анализ отказов свидетельствует о том, что в большинстве случаев зафиксированы разрушения при ветре (гололедице), что превышает расчетные значения у опор со сроком эксплуатации более 10...15 лет, а также у опор, получивших дефекты и повреждения в процессе изготовления, монтажа, эксплуатации. Количество случаев разрушения, причиной которых является только ураганный ветер (срок эксплуатации конструкции менее 10 лет), не превышает 15 %.

Большое влияние на состояние конструкций оказывают факторы техногенного характера. Свыше 70 % объектов промышленного потенциала Украины находится под угрозой естественных природных явлений: сдвигов, наводнений, землетрясений. Около 10 % территории (60 тыс. км²) расположено в сейсмической зоне (в шестибальной зоне — 240 населенных пунктов, в семибальной — 50 и в восьмибальной — 12), где проживает 10 % населения Украины. Катастрофические землетрясения в Украине повторяются каждые 75...100 лет. Таким образом, надвигается период, когда вероятность сильных землетрясений возрастет.

Сокращение фонда металлических конструкций обусловлено рядом причин. Во-первых, конструкции в условиях эксплуатации испытывают физический износ и накапливают усталость от переменных нагрузок. Во-вторых, около 50 % металлофонда зданий и сооружений в разных отраслях промышленности и сельском хозяйстве работают в условиях средне- и высокоагрессивных воздействий, которые приводят к коррозионному износу металлических конструкций. В-третьих, техногенные явления (ураганы, землетрясения и т. п.), неправильная эксплуатация зачастую способствуют возникновению аварий и отказов элементов конструкций. В-четвертых, отдельные конструктивные элементы, здания и сооружения перестают отвечать своему функциональному назначению — морально устаревают и требуют реконструкции. Техническое состояние зданий во многом зависит от условий их эксплуатации (состояния антикоррозионной защиты металлических конструкций, своевременного ремонта, реконструкции и восстановления). Отсутствие средств на указанные работы у многих производственных предприятий Украины приводит к сокращению долговечности конструкций.

Если проанализировать сроки эксплуатации металлических конструкций (рис. 6), то можно сделать вывод, что основу их фонда составляют конструкции, введенные в эксплуатацию в 1950–1983 гг., т. е. прослужившие 17...50 лет.

Согласно проведенным исследованиям, физический износ металлических конструкций на момент их выхода из строя составляет 35... 40 %. Относительно промышленных зданий это означает, что средний срок их службы равняется приблизительно 40...50 лет. По ориентировочным оценкам, в Украине 7... 8 % существующего металлофонда уже находится в фазе завершения проектного срока эксплуатации. А если к этому добавить ухудшение условий эксплуатации зданий, отсутствие средств для финансирования работ по реконструкции и восстановлению, то указанные показатели сразу резко воз-

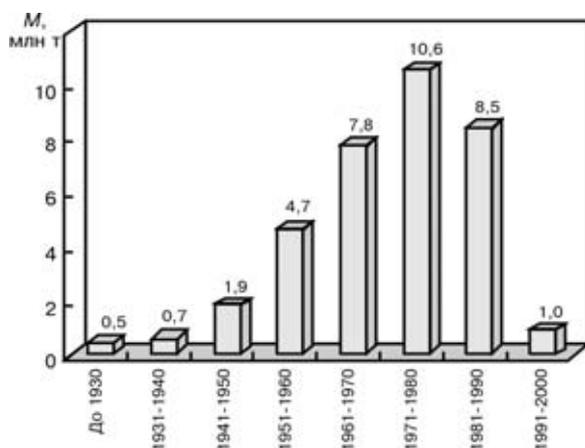


Рис. 6. Объемы ввода в эксплуатацию металлических конструкций

растают. Очевидно, что в ближайшем будущем (5...10 лет) срок эксплуатации существующего металлофонда будет сокращаться.

Сложность создавшегося положения состоит в том, что отсутствие средств для замены конструкций заставляет их владельцев продолжать эксплуатацию непригодных конструкций, а это нередко приводит к авариям и катастрофам, материальный ущерб от которых в десятки раз превышает стоимость восстановления этих конструкций.

Вопрос о надежности строительных металлических конструкций неразрывно связан с их износом и остаточным ресурсом (запасом функциональной способности). Имея такого рода качественные показатели, можно строить заключения о степени их эксплуатационной надежности и предусматривать меры по ее увеличению (ремонт и усиление).

Довольно общим показателем износа может служить стоимость ремонтно-восстановительных работ, отнесенная к начальной стоимости $C_{нач}$ объекта, хотя инфляционные процессы и не позволяют корректно сравнивать израсходованные в свое время средства с текущими затратами. Но, очевидно, такое сопоставление все же может быть выполнено при соответствующей корректировке сумм затрат, и поэтому данный показатель имеет право на существование. Заметим, что, если стоимость ремонтно-восстановительных работ сопоставлять со стоимостью нового объекта аналогичного назначения, то вместе с физическим можно учитывать и моральный износ (при этом в стоимость ремонта следует включать доведение объекта до уровня современных требований).

Поскольку при эксплуатации накапливаются повреждения, которые невозможно устранить (например, изменение реологических свойств материалов, сдвиги опор), то в стоимость ремонтно-восстановительных работ $C_{рем}$ войдет лишь та часть износа, которая может быть устранена. Общий износ при этом будет представлен как

$$U = \frac{C_{рем}}{C_{нач}} + kt,$$

где k — коэффициент скорости возрастания износа; t — длительность эксплуатации.

Исходя из такого представления и учитывая, что до конца срока службы фактический износ составляет 35... 40 %, были вычислены значения коэффициента k для металлических конструкций производственных зданий очень трудного (ОТ), трудного (Т) и среднего (С) режимов работы, а также определены закономерности изменения износа на протяжении всего срока эксплуатации. Классификацию зданий по режимам работы выполняли согласно значениям коэффициента режима

$$K_p = \frac{\sum_i n_i}{\sigma_r N_0} \left(\frac{\sum_i \sigma_i n_i}{\sum_i \frac{n_i}{N_i}} \right)^m,$$

где σ_i — уровень напряжений; n_i — соответствующее σ_i количество циклов; m — показатель степе-

ни кривой усталости; σ_r — граница выносливости; N_0 — базовое количество циклов; N_i — количество циклов до разрушения при σ_i . Здание относится к режиму ОТ, если $l \geq K_p \geq 0,03$, к режиму Т, если $0,03 \geq K_p \geq 0,003$ и к режиму С, если $0,003 \geq K_p \geq 0,00003$.

Состояние объекта в целом зависит от состояния его отдельных элементов. Как правило, выход из строя одного конструктивного элемента, например подкрановой балки, обуславливает аварийность всего здания. Таким образом, определяя износ зданий и оценивая их остаточный ресурс, необходимо указывать параметры отдельных конструктивных элементов.

Дефекты и повреждения возникают как при изготовлении и монтаже конструкций, так и во время их эксплуатации. При этом дефекты изготовления и монтажа зачастую получают дальнейшее развитие при эксплуатации, суммируясь с повреждениями, характерными для этой стадии.

Коррозионные разрушения являются одними из основных повреждений строительных металлоконструкций, для устранения которых необходимы дополнительные затраты материальных ресурсов. Сейчас около 50 % металлофонда зданий и сооружений в разных отраслях промышленности и сельском хозяйстве работает в условиях средне- и высокоагрессивных воздействий. Согласно данным экспертных оценок, в Украине потери от коррозии составляют 10... 15 % всего произведенного черного металла или 4... 5 % национального дохода. Каждые три года необходимо перекрашивать 75 % металлоконструкций и 10... 20 % заменять в результате коррозионного износа.

Кроме технических аспектов, связанных с безопасностью эксплуатации, обеспечение сохранения основных фондов имеет важный экологический характер. Аварии и разрушения металлоконструкций в результате низкого качества антикоррозионной защиты сопровождаются загрязнением среды и ухудшением экологической обстановки промышленных регионов.

В содержании и эксплуатации зданий и сооружений нет надлежащего порядка и соответствующей системы. И как результат — большие аварии на Енакиевском и Днепропетровском цементных заводах, машиностроительном заводе в Днепродзержинске; падение мачты Ужгородского радицентра; взрыв резервуаров для хранения мазута вместимостью 3 тыс. м³ в Донецке, вместимостью 10 тыс. м³ в Одессе, 20 тыс. м³ в Кременчуге; разрушения перекрытий мартеновского цеха в Днепропетровске, цехов сахарного завода в Харьковской области и многие другие ЧП.

По данным областной инспекции Госархстройконтроля, в Донецкой области за период 1994–1998 гг. произошли 23 аварии (обрушения): на промышленных объектах — 6 аварий и обрушений, на жилищно-гражданских — 14, на других объектах — 3. Из общего количества аварий 19 % разрушений произошли при строительстве, 77 % при эксплуатации, 4 % при ремонтных работах.

Согласно этой статистике, существенная доля аварий произошла на эксплуатируемых объектах.



Как показал анализ, к этому приводит несвоевременное обследование технического состояния зданий и сооружений, устранение выявленных дефектов.

В настоящее время в Украине столкнулись с проблемой массового разрушения конструкций. Следствием техногенных явлений были аварии ВЛ электропередач в Одесской, Винницкой и других областях Украины. Однако зачастую причиной массового разрушения конструкций является неправильная эксплуатация, несанкционированный демонтаж элементов конструкций. Примером массового разрушения конструкций в результате демонтажа их элементов может служить падение четырех опор ВЛ 330 кВ «Североукраинская–Полтава» 21 мая 1996 г. К этому моменту на опорах было снято от двух до шести элементов решетки. Разрушение наступило во время порыва сильного ветра со скоростью более 30 м/с. Авария произошла при попытке демонтировать токопроводящие алюминиевые провода на опорах с отсутствующими элементами. Местный житель, находясь на опоре, разобрал узел крепления гирлянды изоляторов и снял провод крайней фазы на землю, в результате чего соседняя опора (также с демонтированными элементами) подверглась сильному динамическому удару и разрушилась. Падение конструкции привело к по-

явлению дополнительной динамической нагрузки на демонтированную опору. Это вызвало ее обрушение со смертельным травмированием участника инцидента. Осмотр линии после аварии зафиксировал несанкционированный демонтаж раскосов и стоек соседних опор.

В заключение следует отметить, что в Украине накоплен большой фонд строительных металлических конструкций (около 36 млн т) со сроками эксплуатации от 10 до 120 лет. Преобладающая часть этого фонда имеет значительный физический износ. Объемы производства новых металлических конструкций незначительны, поэтому первоочередной задачей является обеспечение надежной эксплуатации существующего фонда. Основные фонды, построенные в 1950–1970 гг., из-за своего неудовлетворительного состояния могут создавать чрезвычайные опасные ситуации. Исследования, проведенные в 20 ведомствах всех областей Украины, зафиксировали, что почти 70 % объектов, сооруженных 10...15 лет тому, нуждаются в тщательном обследовании и укреплении.

Значительное количество эксплуатируемых конструкций находится на грани полного исчерпания ресурса, вследствие чего в недалеком будущем можно ожидать увеличения количества аварий.

The analysis of technical condition and problems in connection with operation of building metalwork in Ukraine is given: a quantity and quality assessment of metal stocks conditions is presented, the causes of accidents of building metalwork and engineering aspects, related with safety during service period are under consideration too.

Поступила в редакцию 20.03.2001

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКО-ПАЙКА РАБОЧИХ КОЛЕС КОМПРЕССОРОВ

Л. МАЙЕРС, ст. инж.-сварщик (Фирма «Dresser-Rand Co.», США),
Г. ЛаФЛАММ, рук. отд. контрактов по сварке (Фирма «PTR-Precision Technologies, Inc.», США)

Описан сварочный процесс, в котором совмещены электронно-лучевая сварка и высокотемпературная пайка, применяемый при изготовлении рабочих колес центробежных компрессоров. Разработаны режимы сварки, определена усталостная прочность при осевом нагружении и изгибе образцов тавровых соединений, выполнены металлографические исследования и измерения твердости. Отмечено высокое качество соединений. В настоящее время процесс электронно-лучевой сварко-пайки широко используется в производстве.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварко-пайка, рабочее колесо компрессора, лопатка, проплавление, усталостная прочность

При изготовлении больших стальных рабочих колес для центробежных компрессоров применяются различные способы сварки. Если газовые каналы колес достаточно большие, чтобы обеспечить доступ для крепления крышки или диска к лопаткам соединяемого компонента, то можно использовать внутренние угловые швы. Если же такой доступ отсутствует, то на крышке или диске выстрагивают пазы, чтобы приварить диски к верхней части лопаток с внешней стороны рабочего колеса. Применяемые в этом случае способы сварки (обычно дуговые) требуют значительного количества присадочного материала, что может привести к существенной деформации изделий и снижению их служебных характеристик из-за неблагоприятной формы швов. Другим вариантом изготовления указанных колес является использование высокотемпературной пайки. Однако и в этом случае этот способ может оказаться нетехнологичным вследствие жестких размерных параметров на изделие и возможности деформации его во время цикла пайки.

Альтернативой указанным способам соединения может стать электронно-лучевая сварка, при которой электронный луч проходит через крышку и приваривает ее к лопатке, не вызывая избыточных деформаций. Однако в труднодоступных («глухих») тавровых соединениях значительная часть контактной поверхности соединения остается не использованной, что снижает выносливость и общую проч-

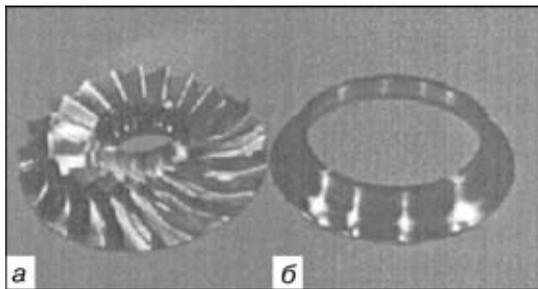


Рис. 1. Типичное рабочее колесо компрессора: а — диск с лопатками, вырезанный из цельной поковки; б — крышка

© Л. В. Майерс, Г. ЛаФлам, 2001

ность такого соединения, а также самого рабочего колеса. Ниже описан новый способ электронно-лучевой сварко-пайки, при котором на границу раздела, находящейся между лопаткой рабочего колеса и крышкой, предварительно наносится припой в виде фольги, обеспечивается направление пучка электронов по центру и параллельно боковым сторонам лопатки, задается ширина шва в зоне проплавления лопатки, шов выполняется через крышку. Остальные непроваренные части кромки на границе раздела лопатка-крышка соединяются с помощью припоя. Это происходит одновременно с выполнением электронно-лучевого шва благодаря выделяемому из него теплу, которого достаточно для расплавления и растекания материала припоя по свободной поверхности участка контакта крышки с лопаткой.

При разработке способа электронно-лучевой сварко-пайки были получены множество образцов тавровых соединений, с помощью которых отработаны оптимальные параметры сварки, а также изготовлены дополнительные образцы, которые использовали для испытания соединений на усталостную прочность при осевом нагружении или изгибе, ударную вязкость, стойкость к коррозии под напряжением, для измерения твердости, металлургии

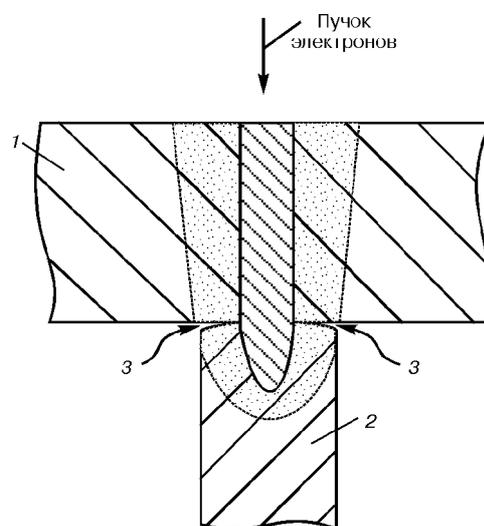


Рис. 2. Схема шва, соединяющего крышку с лопаткой, полученного электронно-лучевой сваркой: 1 — крышка; 2 — лопатка; 3 — зона несплавления

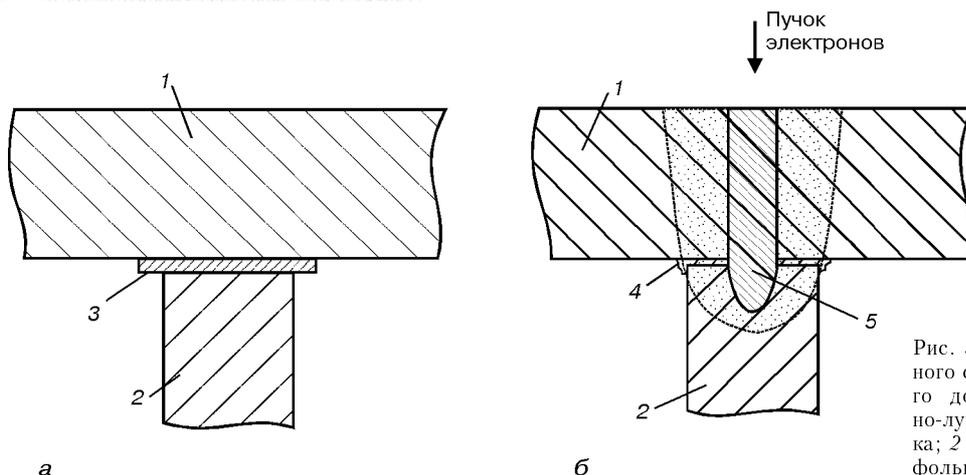


Рис. 3. Предполагаемая схема типичного сварного соединения, полученного до (а) и после (б) электронно-лучевой сварко-пайки: 1 — крышка; 2 — лопатка; 3 — припой в виде фольги; 4 — припой; 5 — шов

ческого анализа и др. Для сравнения изготавливали образцы с угловыми, прорезными швами и с использованием высокотемпературной пайки. Чтобы оценить возможность применения указанного способа для промышленных деталей, по окончании испытаний были изготовлены опытные образцы рабочих колес.

Рабочие колеса компрессоров состоят из трех основных частей — диска (втулки), крышки (кожуха) и лопаток (рис. 1). Лопатки соединяются с диском с помощью сварки либо вытачиваются из цельной поковки или отливаются вместе с диском. Крышка обычно соединяется с диском дуговой сваркой или высокотемпературной вакуумной пайкой в печи. Многолетний опыт сварки рабочих колес имеет фирма «Dresser-Rand», являющаяся признанным лидером в технологии получения сварных рабочих колес компрессоров. Она использует такие способы сварки, как внутренняя дуговая сварка при выполнении угловых швов, сварка прорезными швами и электронно-лучевая сварка. Каждый из этих способов имеет свои преимущества и недостатки, проявляющиеся при практическом применении. Результаты исследования этих процессов сварки показали, что по сравнению с другими способами электронно-лучевая сварка имеет значительные потенциальные возможности, с точки зрения производительности и повышения качества швов. В этой связи электронно-лучевую сварку исследовали с позиций возможного расширения сфер ее применения и оптимизации в области традиционного использования, включая предупреждение отрицательного влияния зон несплавления в сварном соединении (рис. 2).

В результате выполненных работ по усовершенствованию способа электронно-лучевой сварки было получено множество различных технологических решений. Одно из них (и наиболее очевидное) заключалось в отработке техники сварки: производить ее ближе к кромке лопатки, изменяя угол наклона электронным пучком так, чтобы он проходил к лопатке сквозь крышку. Однако этот подход оказался нетехнологичным из-за сложной формы сечения полученного шва (направление его прохождения через крышку до попадания в лопатку), а также увеличения расстояния, которое должен пройти электронный пучок. Последнее требует более мощного пучка по сравнению с тем, который

необходим для выполнения шва традиционной формы.

Одновременно оценивался и другой подход, заимствованный из процесса вакуумной высокотемпературной пайки в печи. В ходе экспериментов был поставлен вопрос о том, что может случиться, если поместить припой в виде фольги между крышкой и лопаткой, а затем прямо через него пропустить сварочный электронный пучок? Поскольку припой плавится при более низкой температуре, чем крышка и лопатка, выполненные из стали, предполагали, что жидкий припой заполнит зазор, образующийся при несплавлении с обеих сторон сварного соединения, повторно закристаллизуется и сплавит крышку с лопаткой в зонах несплавления. Предполагали также, что припой не только обеспечит повышение прочности сварного соединения благодаря сплавлению ранее несплавленных зон, но и уменьшит или предупредит образование «классических» концентраторов напряжения, каковыми и являются зоны несплавления.

Для проверки указанных предположений была выполнена серия образцов. Однако оставалось неясным поведение припоя при его перемешивании с жидким металлом шва. Использован тот же материал, который применялся при подготовке образцов для усталостных испытаний. При этом, неизвестно, каким образом электронный луч будет проходить через различные материалы. Тем не менее, эксперименты показали, что исследуемый процесс осуществим (рис. 3). Результаты испытаний продемонстрировали, что в этом случае не только уменьшались концентраторы напряжений, но и очевидным стало дополнительное повышение прочности благодаря соединению крышки и лопатки припоем в ранее несплавленных зонах. Этот новый процесс получил название электронно-лучевая сварко-пайка («EBraze Weld Process») — термин, предложенный фирмой «Dresser-Rand Co.».

Электронно-лучевая сварка выполняется с использованием высокоскоростного потока электронов, который трансформируется в концентрированный пучок, являющийся источником нагрева. Этот процесс, схема которого показана на рис. 4, обеспечивает интенсивный локальный нагрев благодаря совместному действию потока электронов. Каждый электрон, двигаясь по своей короткой траектории,

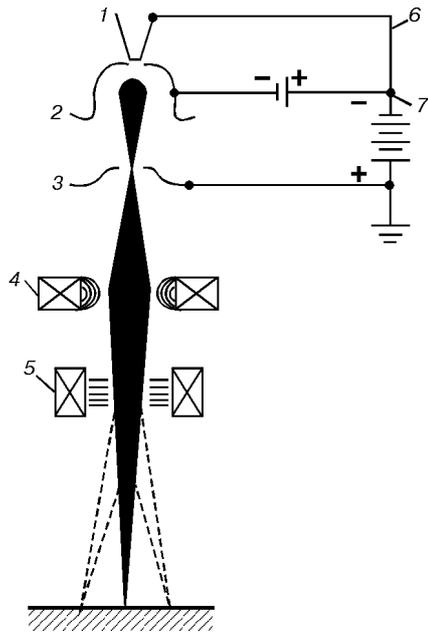


Рис. 4. Схема электронно-лучевого процесса: 1 — эмиттер (катод); 2 — сетка (сетка смещения); 3 — анод; 4 — магнитная фокусирующая линза; 5 — магнитная отклоняющая катушка; 6 — источник управляющего напряжения; 7 — высоковольтный источник питания

проникает в обрабатываемое изделие, отдавая ему свою кинетическую энергию в виде тепла. При достаточно высокой плотности электронов (в потоке тока 1 мА проходит приблизительно $6,3 \cdot 10^5$ электронов в секунду) в изделии выплавляется отверстие, которое имеет форму «замочной скважины». По мере продвижения пучка электронов по изделию расплавленный материал протекает по отверстию от лицевой к задней стенке ванны. Если отверстие перемещается вдоль траектории соединения без зазора, то между двумя деталями получают сварной шов.

Электронно-лучевая сварка имеет значительные преимущества. Так, она может обеспечить получение глубоких узких швов с почти параллельными боковыми поверхностями при низкой общей погонной энергии и зоной термического влияния относительно небольшой ширины. Отношение глубины шва к ширине может быть более 10:1 (рис. 5).

Программа испытаний была составлена таким образом, чтобы можно было на небольших образцах (в виде двутавровых балок) моделировать механические характеристики соединений на реальных рабочих колесах, полученных электронно-лучевой сварко-пайкой. Известно, что большинство усталостных разрушений на рабочих колесах происходит в соединениях, расположенных между лопаткой и крышкой или лопаткой и диском. Эти разрушения чаще всего наблюдаются либо на ведущей кромке (в зоне проушины), либо на выходной кромке лопатки. Анализ напряжений в рабочих колесах показал, что центробежная сила и давление газа в них, действующие на эти участки, различны. Считается, что в зоне проушины колеса основной действующей силой является растягивающее усилие, в то время как на внешнем диаметре колеса преобладающей силой, вероятно, является усилие изгиба/сдвига.



Рис. 5. Типичный вид поперечного сечения сварного соединения, полученного электронно-лучевой сварко-пайкой

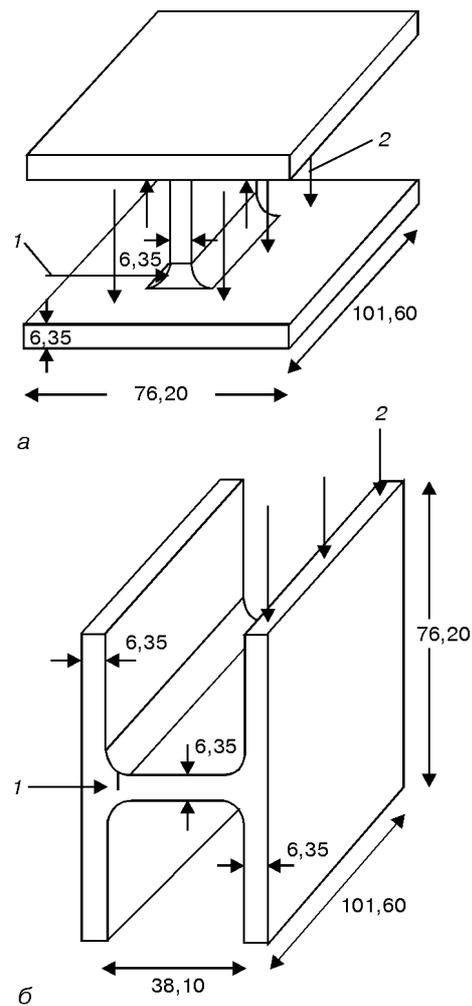


Рис. 6. Образец для испытаний на осевое растяжение (а) и на изгиб/сдвиг (б) при усталостном нагружении: 1 — усталостная трещина; 2 — нагрузка

Поэтому образцы подвергались испытаниям либо на осевое растяжение либо на изгиб/сдвиг в зоне стенки (лопатки рабочего колеса) двутавровой балки.

На рис. 6, а показан образец для испытаний на осевое растяжение в виде половины стенки балки, а на рис. 6, б — образец для испытаний на изгиб/сдвиг в виде полномерной стенки балки.

Целью исследований являлось определение характеристик процесса электронно-лучевой сварко-пайки по сравнению с традиционными способами соединения рабочих колес компрессоров с точки



Результаты испытаний образцов на осевое растяжение и изгиб/сдвиг

Вид соединения и способ сварки	Усредненная усталостная нагрузка, $P-15$, Н/м	Количество образцов
Цельное (без сварки)	2850/1835	14/18
Угловое	3260/1170	19/19
Прорезное	2595/1136	19/21
Электронно-лучевая сварка	1838/650	31/33
Высокотемпературная пайка	2225/1063	20/18
Электронно-лучевая сварко-пайка	2603/1252	18/16

Примечание. В числителе приведены значения нагрузки и количество испытанных образцов на осевое растяжение, а в знаменателе — на изгиб/сдвиг.

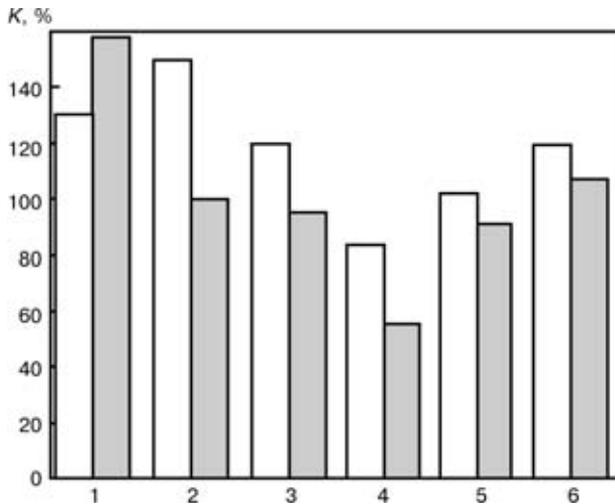


Рис. 7. Несущая способность образцов (в виде половины стенки балки с различным способом соединения) при усталостных испытаниях на осевое растяжение (□) и изгиб/сдвиг (■): 1 — цельное; 2 — угловое; 3 — прорезное соединение; 4 — электронно-лучевая сварка; 5 — высокотемпературная пайка; 6 — электронно-лучевая сварко-пайка; K — процент от соответствующего значения для углового соединения

зрения их несущей способности при усталостном нагружении.

При усталостных испытаниях как на осевое растяжение, так и на изгиб/сдвиг коэффициент R (отношение минимального напряжения к максимальному при усталостных испытаниях) поддерживался на уровне 0,1 благодаря используемой методике моделирования. Состояние отказа образца при усталостных испытаниях определялось потерей контроля нагрузки из-за большой стрелы прогиба в узле с трещиной. Это соответствует растрескиванию приблизительно 90 % поверхности соединения при осевом растяжении и около 60 % при изгибе/сдвиге. Дополнительная долговечность соединения до полного разрушения вне выбранной точки разреза была очень небольшой. Все усталостные испытания проводили по методу ступенчатого нагружения (стандарт ASTM STP 91A Американского общества испытания материалов) на базе $2 \cdot 10^6$ циклов.

В таблице приведены результаты усталостных испытаний при среднем усталостном нагружении на базе $2 \cdot 10^6$ циклов. Несмотря на то что расположение усталостной трещины зависело от нагрузки и типа

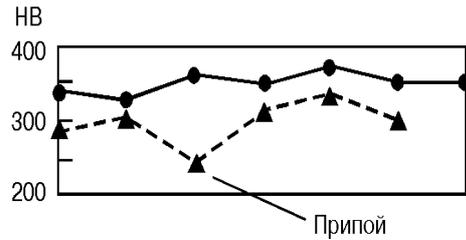


Рис. 8. Изменение твердости сварного соединения колеса, полученного электронно-лучевой сварко-пайкой: ▲ — зона исследования от А до В; ● — то же от В до С (сталь 4330; предел текучести составляет 21 Па; предел прочности — 23 Па)

соединений, оно оставалось неизменным в течение нескольких испытаний.

Сами по себе значения среднего усталостного нагружения при данном испытании особого значения не имели. Они важны лишь при сравнении их друг с другом (рис. 7).

Процесс электронно-лучевой сварко-пайки предопределяет несколько аспектов, являющихся объектом для исследований. Наиболее интересным из них является роль жидкого припоя в сварном соединении. Как правило, металл с более низкой температурой плавления не должен перемешиваться при сварке с основным металлом с более высокой температурой плавления. Известно много случаев, когда низкотемпературный сплав является причиной растрескивания швов. В процессе электронно-лучевой сварко-пайки используется промышленный припой. Причиной того, что в указанном процессе низкотемпературный металл не вызывает растрескивание, может быть очень низкая растворимость золота в железе или его отсутствие на границах зерен в основном металле. Еще одна область, представляющая интерес для исследования, — это возможность появления определенных фаз в металле шва или вблизи него, которые при последующей термообработке могут привести к образованию так называемых твердых точек. И снова, низкая растворимость золота в железе препятствует возникновению этого явления. Кроме того, отсутствует диффузия большого количества никеля из припоя в прилегающий основной металл или шов с образованием твердых точек, так как большой размер атома никеля предотвращает его миграцию в основной металл. Результаты разрушающего контроля и исследование твердости металла рабочего колеса, сваренного способом электронно-лучевой сварко-пайки и прошедшего полную термообработку, показали беспочвенность этих опасений (рис. 8).

В типичном сварном соединении, полученном способом электронно-лучевой сварко-пайки (рис. 9, а), обычный электронно-лучевой шов формируется в центральной зоне по толщине лопатки. В ранее несплавленных зонах в сварном соединении, выполненном электронно-лучевой сварко-пайкой, наблюдается слой припоя, образующего обычный паяный шов. Некоторое количество припоя выдавливается из соединения при затвердевании шва. Исследование указанного способа сварки выявило, что исходная толщина припоя в виде фольги составляла несколько сотых долей миллиметра, конечная же толщина слоя припоя была менее 0,025 мм. Считается, что крышка и лопатка при затвердевании электрон-

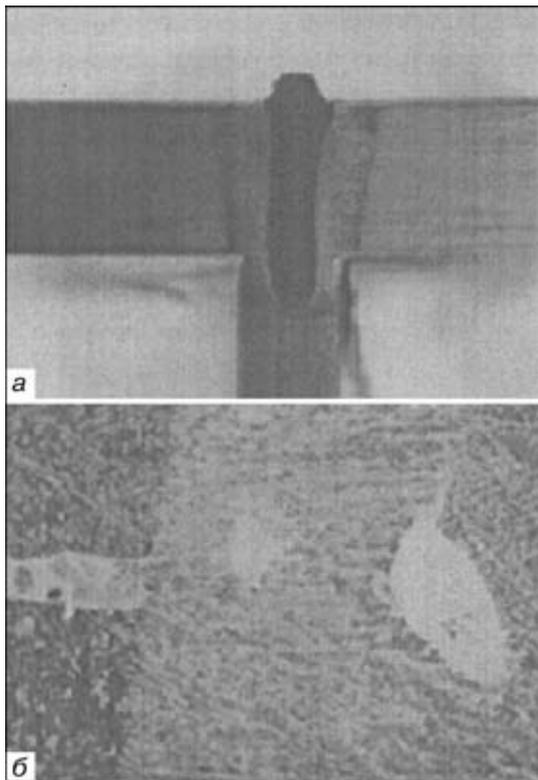


Рис. 9. Типичное сварное соединение, полученное способом электронно-лучевой сварки-пайки: а — $\times 3$; б — $\times 200$

но-лучевого шва вытягиваются. Это является положительным моментом в технике сварки, так как требования к допускам на механическую обработку могут быть не столь жесткими, как в случае пайки. При более тщательном исследовании установлено, что некоторое количество припоя «захватывается» в шов и образует в его металле указанные выше золотые сферические включения (рис. 9, б). Однако эти небольшие зоны являются пластичными и когерентными с микроструктурой шва.

Для подтверждения технологичности электронно-лучевой сварки-пайки с помощью этого способа было изготовлено колесо диаметром 375 мм из стали 4330 с объемной лопаткой. Был проведен комплексный анализ для исследования осуществимости процесса, последующей термообработки, целостности сварного колеса и оптимальных параметров процесса. Колесо сначала подвергали термообработке до получения предела текучести 840 МПа, а потом — конечной механической обработке, проверили методом ультразвукового контроля по методике «С-скан» с целью обнаружения несплавлений или трещин в соединении и провели эксплуатационные испытания на повышенной (18000 об/мин) скорос-

The joining process combining electron beam welding and brazing, which is used for the manufacture of the centrifugal compressor impellers, is described. Welding conditions were developed, fatigue strength of specimens under axial loading and bending was determined and metallographic examinations and hardness measurements were conducted. All specimens exhibited excellent results. At present the EB-braze welding process is applied in industry.

ти. Это колесо разрезали, чтобы проверить корреляцию результатов «С-скан» и условий сплавления шва, а затем исследовали его твердость.

Таким образом, способ электронно-лучевой сварки-пайки, разработанный фирмой «Dresser-Rand Co.» является значительным шагом вперед в области технологии соединения металлов и, в частности, в изготовлении рабочих колес для центробежных компрессоров. Результаты проведенных испытаний подтвердили, что указанный процесс обеспечивает получение колес с такой и даже лучшей усталостной прочностью, чем традиционный процесс сварки, и является качественным с металлургической точки зрения. Использование электронно-лучевой сварки-пайки обеспечивает приемлемое качество получаемых колес.

К моменту написания этой статьи с применением способа электронно-лучевой сварки-пайки было изготовлено несколько сотен колес, которые успешно прошли испытания методами неразрушающего контроля и в настоящее время находятся в эксплуатации в различных странах мира. Продолжаются их испытания на коррозию и ударную вязкость. Исследуется возможность применения указанного способа для соединения колес из различных материалов (нержавеющая сталь AISI410, 17-4, 15-5 PH и Cartech 625). Хотя испытания еще проводятся, полученные предварительные результаты их положительны и они будут отражены в публикациях.

Для дополнения программы испытаний была выполнена обширная аналитическая работа. Исследования проводили методами традиционного анализа последствий отказов, последствий упруго-пластических разрушений, переходных тепловых разрушений и анализа методами механики разрушений. Большая часть этой аналитической работы имела новаторский характер. Полученные результаты заложили техническую основу для дальнейшего усовершенствования процесса.

От лица фирмы «Dresser-Rand Co.» авторы выражают благодарность сотруднику Эдисоновского института сварки и фирмы «PTR-Precision Technologies, Inc.» за сотрудничество и помощь, без которых выполнение указанной работы было бы невозможным.

1. O'Brien R. L. Welding handbook // Amer. Welding Soc. — 1991. — Vol. 2. — P. 673.
2. Committee E-9 on Fatigue. A Guide for fatigue testing and the statistical analysis of fatigue data // Amer. Soc. for Test. Mater. — 1962. — P. 12.
3. Mechanical behavior and microstructure of Au-Ni Brazes // M. C. Tolle, M. E. Kassner, E. Cerri, R. S. Rosen // Mater. Trans. — 1995. — 26A, April. — P. 941.

Поступила в редакцию 26.09.2000



МОБИЛЬНЫЕ УСТАНОВКИ ДЛЯ РУЧНОЙ И МЕХАНИЗИРОВАННОЙ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ И ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ (Обзор)*

В. Н. БЕРНАДСКИЙ, И. А. РЯБЦЕВ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлен обзор материалов мобильных установок для ручной и механизированной лазерной сварки и обработки конструкционных металлов. Даны описание и краткие технические характеристики установки для очистки металлических поверхностей от краски и других загрязнений, переносных аппаратов для механизированной лазерной сварки стыковых и нахлесточных соединений, установки для лазерной обработки и наплавки.

Ключевые слова: лазерная сварка, лазерная обработка, мобильные лазерные установки, лазерный ручной рабочий инструмент

Последние десятилетия XX века для мирового сварочного производства характеризовались интенсивным развитием и расширением областей применения лучевых источников энергии (в первую очередь лазера) для сварки и обработки конструкционных материалов. Высокая плотность энергии лазерного излучения, широкий диапазон ее регулирования, возможность передачи энергии на значительное расстояние от источника излучения обеспечивают лазеру высокую эффективность и универсальность.

Области применения лазера самые разнообразные — от автомобильной индустрии до микроэлектроники. Лазер как технологический инструмент идеально отвечает развитию автоматизации и увеличению гибкости современного производства.

В настоящее время в промышленном производстве доминируют газовые непрерывные CO₂-лазеры и твердотельные Nd:YAG (неодим-иттриевые) лазеры с ламповой накачкой. Значительно расширяется использование пока еще дорогих, но перспективных Nd:YAG-лазеров с диодной накачкой, а также мощных диодных лазеров в сочетании с оптоволоконными световодами [1].

На применении лазерных источников энергии основаны эффективные технологии резки, «сверления» отверстий, сварки, наплавки, поверхностного легирования, термической обработки и правки, нагрева под формообразование, гравировки и др. Один источник лазерного излучения с оптоволоконным световодом может обеспечивать последовательное выполнение ряда технологических операций, например резки, сварки, термообработки сварного соединения и др.

Как показали маркетинговые исследования фирмы «Optech Consulting» [2], высокую эффективность лазерных технологий и растущие масштабы их промышленного применения убедительно подтверждает увеличение ежегодных продаж лазерных систем и источников для обработки материалов.

Так, в 1999 г. в мире было продано технологических лазеров на сумму 6,5 млрд ДМ. Планируется, что к 2010 г. объем продаж лазерных систем и источников превысит 22 млрд ДМ. К 2001 г. предполагается такой объем продаж промышленных лазеров по различным отраслям промышленности, %: резка и сварка — 45,5; электроника и микроэлектроника — 36,3; поверхностная обработка (гравировка и др.) — 11,4; другие области применения — 6,8.

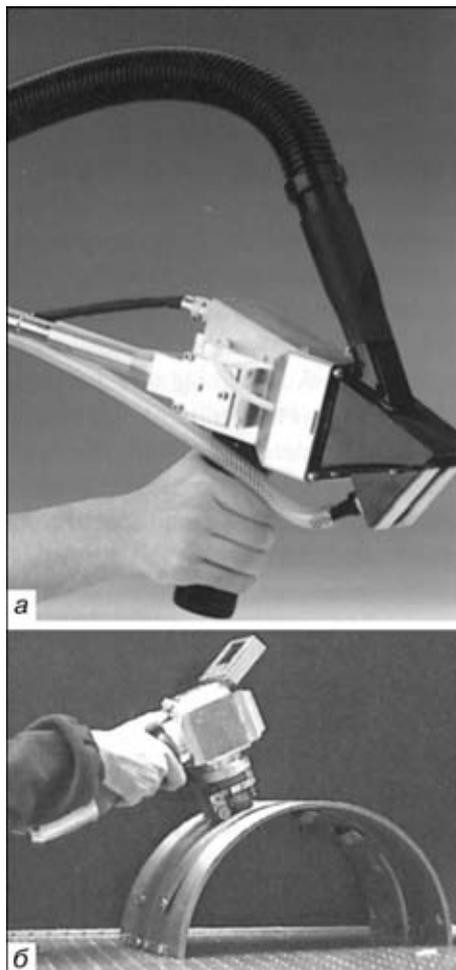


Рис. 1. Ручной инструмент мобильной лазерной установки для очистки поверхностей (а) и сварки (б)

* Перевод статей из немецких технических журналов выполнен М. И. Зыковой.

Выпуск лазерных источников и технологических систем, автоматических центров, роботизированных комплексов и пр. в основном производят фирмы Европы, Японии и США. Среди них доля немецких производителей на мировом рынке лазерных машин и комплексов составляет около 25 % и почти 40 % лазерных источников. Крупнейшие в мире производители технологических лазерных систем — фирмы «Rofin-Sinar» и «Trumpf Lasertechnik». В частности, немецкая фирма «Trumpf Lasertechnik» ежегодно производит более тысячи CO₂-лазеров мощностью до 30 кВт и Nd:YAG-лазеров мощностью до 4 кВт.

Несомненные успехи немецких ученых и специалистов в разработке и внедрении промышленных лазеров и лазерных технологий явились основой для создания мобильных установок ручной и механизированной лазерной сварки и обработки металлов.

Первая публикация о мобильной лазерной установке с ручным рабочим инструментом появилась в 1996 г. [3]. Фраунhoferовский институт лазерной техники в г. Аахене разработал мобильную лазерную установку для очистки поверхности «Clean» (рис. 1, а). Лазерное излучение используется для удаления ржавчины, окалина, краски и других загрязнений с металлических и неметаллических поверхностей, в том числе и со сварных швов.

Установка комплектуется мощным твердотельным лазером, излучение которого по световоду длиной до 100 м передается на рабочий инструмент, который оператор перемещает вручную. Встроенный в рабочий инструмент сканер обеспечивает необходимую ширину обрабатываемой поверхности. Лазер автоматически отключается в тот момент, когда рабочую головку отводят от обрабатываемой поверхности.

В основе лазерной очистки лежит эффект локального испарения поверхностных загрязнений. Кроме того, эти загрязнения удаляются ударной волной, созданной лазерным пучком. Образующиеся пары и частицы из зоны обработки удаляются с помощью встроенной в головку вентиляционной системы, снабженной фильтрами. Для технологии



Рис. 2. Лазерная сварка листовых конструкций с помощью переносного аппарата LHSG-1

лазерной очистки характерны незначительные термическая и механическая нагрузки на основной металл.

По мнению авторов [3], компактная конструкция лазерного инструмента, мобильность установки, возможность перемещения рабочей головки по поверхности любой протяженности и конфигурации должны способствовать широкому распространению новой установки в металлообрабатывающих отраслях производства.

На Саксонском машиностроительном предприятии (г. Цвиккау) при сотрудничестве со Среднесаксонским лазерным институтом Высшей школы г. Миттвайда разработан мобильный аппарат с рабочим инструментом для ручной лазерной сварки и обработки (рис. 1, б) [4–6]. Его можно комплектовать твердотельным Nd:YAG-лазером или диодным лазером системы Jold 1000-SAXH-50H (фирма «Jeoptik Laserdiode GmbH», Йена, Германия) мощностью более 1 кВт, который связывается с ручным рабочим инструментом оптоволоконным световодом. Кроме того, в комплект аппарата входят блоки питания и управления лазером, а также система охлаждения.

Указанный рабочий инструмент имеет массу 1,5 кг и перемещается вручную. С его помощью можно сваривать листы из конструкционной и нержавеющей сталей и титана. Волновой спектр диодного лазера особенно приемлем для сварки алюминия, поэтому мобильный аппарат используется для сварки различных сплавов из этого металла, в частности в автомобилестроении.

Лазерный ручной рабочий инструмент снабжен сменной оптикой, с помощью которой можно изменять как фокусное расстояние, так и плотность его излучения на обрабатываемую поверхность в пределах $(0,2 \dots 1,0) \cdot 10^5$ Вт/см². Оптоволоконный световод обеспечивает равномерный профиль сечения лазерного пучка, что упрощает технологию сварки листов встык без разделки кромок. Лазерным пучком управляет микроконтроллер, анализирующий выходной сигнал в зависимости от скорости перемещения горелки сварщика. При изменении скорости перемещения производится корректировка мощности лазерного пучка, что способствует получению сварного соединения необходимого качества. Для отклонения лазерного пучка внутри горелки

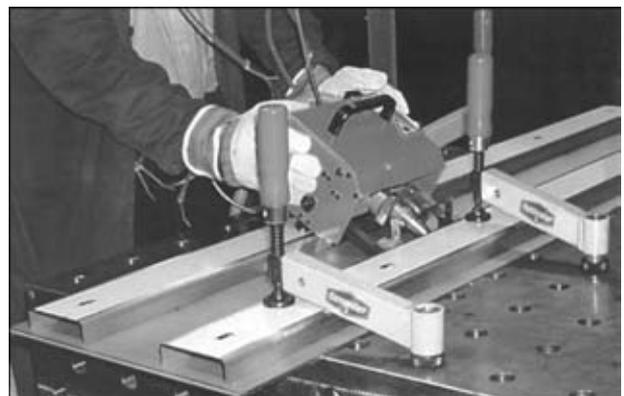


Рис. 3. Лазерная сварка углового шва с помощью переносного аппарата LHSG-2

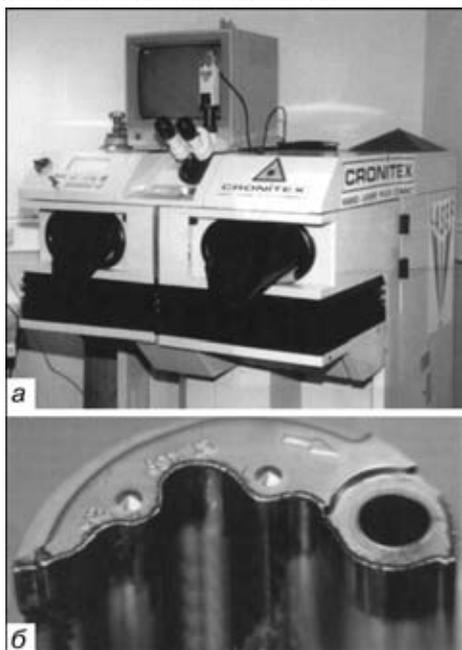


Рис. 4. Установка для ручной лазерной обработки и наплавки (а) и внешний вид наплавленной детали (б)

установлено зеркало, с помощью которого сварщик может также вести наблюдение за процессом.

В конструкцию рабочего инструмента входят функциональные узлы генерирования лазерного излучения и наблюдения за процессом сварки, клавиши управления и предохранительная блокировка, расположенные на рукоятке. Сварочное сопло имеет модульную конструкцию и состоит из собственно сопла, сенсоров, устройства регулирования фокусного расстояния, датчика перемещения и устройства, предохраняющего оператора от излучения.

Переносной блок питания мобильной лазерной установки является принципиально новой разработкой и отличается прежде всего компактностью, быстрым реагированием на различные возмущения и высоким КПД. Такой блок позволяет выбрать параметры сварки и упрочнения различных материалов в постоянном или импульсном режимах.

Компактная конструкция, простое управление процессом лазерной сварки и экономичность позволили разработчикам предложить мобильную лазерную установку в первую очередь малым и средним предприятиям.

Другое конструктивное решение ручного рабочего инструмента в виде своеобразного «утюга» предложено Ганноверским лазерным центром [6]. В сварочном учебно-исследовательском центре SLV (Галле, Германия) разработаны два варианта оригинального переносного оборудования для механизированной лазерной сварки [6–8]. Источником лазерного излучения в нем служит твердотельный Nd:YAG-лазер, связанный с рабочим инструментом оптоволоконным световодом.

Переносной аппарат LHSG-1 (рис. 2) предназначен для лазерной сварки коротких стыковых и нахлесточных соединений и гарантирует высокое качество швов с хорошим формированием. Для сварки тавровых соединений используется переносный аппарат LHSG-2 (рис. 3), который позволяет

оператору производить прихватку и последующую сварку металлоконструкции в машино- и судостроении.

Позиционирование обоих аппаратов производится вручную. Параметры режима сварки задаются специальной программой. Процесс сварки начинается при стационарном положении аппарата, затем сварочная головка передвигается автоматически на установленную длину шва с выбранной скоростью. Сварка производится в защитном газе. Аппараты имеют защитные экраны от лазерного излучения на случай некорректного обслуживания или других непредвиденных обстоятельств.

Традиционная для SLV модульная конструкция аппаратов позволяет удовлетворять требованиям производства. Аппараты могут быть адаптированы к различным фокусирующим головкам.

Технические характеристики установок

Максимальная длина шва, мм	60
Скорость сварки, м/мин	0,4... 2,5
Максимальная мощность лазера, кВт	2
Габариты, мм:	
LHSG-1	150×230×150
LHSG-2	220×240×250
Масса, кг:	
LHSG-1	5,5
LHSG-2	3,5

Лазерное излучение используется также для наплавочных работ. В связи с большой номенклатурой восстанавливаемых деталей по типоразмерам и назначению используют различные способы, технику и технологию наплавки [9]. Наплавку в труднодоступных местах во всех пространственных положениях, в том числе на криволинейных поверхностях деталей, производят с использованием автоматизированного оборудования. В случае необходимости многослойной наплавки перед наплавкой каждого следующего слоя предыдущий слой фрезеруется.

С помощью импульсного лазера с ручным позиционированием можно наплавлять небольшие и прецизионные детали, восстанавливать очень тонкие кромки без риска их оплавления, заваривать дефекты наплавки после механической обработки (рис. 4).

Сегодня немецкие производители, включая малые и средние предприятия, значительно увеличивают инвестиции в лазерные технологии. Несмотря на сложность и высокую стоимость лазерного оборудования и технологий их применения в итоге может быть экономически целесообразным, поскольку обеспечивает увеличение производительности сварки и более высокое качество продукции.

Правительство Германии оказывает содействие промышленности в освоении новых технологий. Так, Федеральное министерство образования, науки, исследований и технологий приняло целевую национальную программу на 1998–2002 гг., направленную на широкомасштабное освоение стационарной и мобильной лазерной техники, а также различных лазерных технологий. В рамках этой программы создана сеть региональных экспериментально-консультативных центров (EBZ). За прошедшие три года для более 3700 мелких и средних немецких промышленных предприятий были проведены бесплат-

ные консультации и выполнены эксперименты по применению лазерной резки, сварки и обработки при производстве конкретных изделий. Для персонала фирм, организованы свыше 830 тематических семинаров, работают учебные курсы. Малые промышленные и ремесленные предприятия, уже применяющие лазерные технологии, при необходимости могут получить через EBZ консультации компетентных специалистов-экспертов [10]. Такой подход к освоению прогрессивной лазерной техники и технологии позволяет ожидать дальнейшего расширения масштабов и областей их применения в производстве сварных конструкций и изделий.

1. *Brandt M.* Industrial lasers: from CAD design to rapid laser manufactured product // *Australasian Welding J.* — 2000. — 45. — P. 8–11.
2. *Wachsender* Weltmarkt für Lasermaschinen // *Schweißen und Schneiden.* — 2000. — № 9. — S. 496.

The paper presents a review of mobile units for manual and mechanized laser welding and treatment of metals. Description and brief specification of a unit for cleaning metallic surfaces from paint and other contamination, portable units for mechanized laser welding of butt and overlap joints and of a laser surfacing unit are given.

3. *Мобильная* лазерная система для очистки поверхности // *Ibid.* — 1996. — № 11. — S. 848.
4. *Мобильный* аппарат для лазерной сварки // *Ibid.* — 2000. — № 4. — S. 193–194.
5. *Handgeführtes Fügen: Laser-Bearbeitungskopf für mobiles Laserschweißen* / H. Exner, J. Drechsel, S. Klotzer, V. Neumann // *Laser-Prax.* — 1999. — № 3. — S. 14–15.
6. *Keitel S.* Manuelles Laserstrahl-schweißen-Entwicklungsperspektiven und Standder Anwendung // «Hochleistungs-fuegeverfahren-7» Inter. Aachener Schweißtechnik Kolloquium, Aachener, Deutschland, 3–4 Mai, 2001. — 2001. — Bd. 1. — S. 145–159.
7. *Laserstrahl* «Handschweißgerät» LHSG-1 // *Techn.-inf.* — Halle: Berichte-SLV, 2000. — 2 s.
8. *Laserstrahl* «Handschweißgerät» LHSG-2 // *Techn.-inf.* — Halle: Berichte-SLV, 2000. — 2 s.
9. *Фолрат К.* Восстановление штампов и штамповой оснастки с использованием лазерной наплавки // *Practiker.* — 2000. — № 9. — P. 350–354.
10. *Lasermarkt* wächst bis zum Jahr. 2000 auf 2 Mrd. US \$ // *Blech Rohre Profile.* — 1995. — 42, № 9. — S. 528.

Поступила в редакцию 21.03.2001



КОНТРОЛЬ И ИСПЫТАНИЯ СВАРОЧНОГО ОБОРУДОВАНИЯ, СЕРИЙНО ВЫПУСКАЕМОГО ФИРМОЙ «СЭЛМА», И ЕГО СООТВЕТСТВИЕ ТРЕБОВАНИЯМ ДСТУ ISO 9001–95 (Фрагменты системы качества)

Е. А. КОПИЛЕНКО, Г. В. ПАВЛЕНКО, Т. И. САМОХИНА, Н. В. ЧМЫХОВ, инженеры
(ОАО Электромашиностроительный завод «СЭЛМА», г. Симферополь),
В. И. ЮМАТОВА, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изложен опыт работы ОАО Электромашиностроительный завод «СЭЛМА» в области контроля и испытаний серийно выпускаемого сварочного оборудования и обеспечения его соответствия требованиям системы управления качеством по ДСТУ ISO 900–95. Политика в области качества базируется на максимальном удовлетворении требований заказчика в области проведения испытаний для получения объективной оценки.

Ключевые слова: сертификация, сварочное оборудование, система качества, контроль и испытания, методики качества

Требования ДСТУ ISO 9001–95 [1] предписывают предприятию, претендующему на сертификацию системы качества, разработать и поддерживать в рабочем состоянии, в том числе и документально оформленными, методики проведения контроля и испытаний, позволяющие контролировать соответствие выпускаемой продукции предъявляемым к ней требованиям.

Контроль и испытания сварочного оборудования, изготавливаемого фирмой «СЭЛМА», выполняются в соответствии с нормативной документацией (НД) на изделия, а также по разработанным предприятием согласно требованиям ДСТУ ISO 900–95 методикам качества «Входной контроль», «Контроль качества продукции в процессе производства», «Испытания готовой продукции», «Порядок работы испытательной лаборатории сварочного оборудования» и рабочим инструкциям «Порядок настройки, приработки и испытания продукции», «Проверка сварочных свойств продукции». В указанных НД системы качества изложены задачи контроля и испытаний, описаны распределение полномочий, порядок проведения и оформления работ по контролю и испытанию материалов, комплектующих и готовых изделий.

Согласно указанным методикам качества, все поступающие на предприятие материалы и комплектующие подвергаются входному контролю в соответствии с разрабатываемым перечнем комплектующих изделий и материалов. В перечнях определены номенклатура закупаемой продукции, контролируемые параметры, вид контроля и другие показатели исходя из стабильности качества продукции поставщиков и важности данных параметров для функционирования выпускаемой продукции.

С учетом требований и положений ГОСТ

24297–87 [2] и Инструкции П-7 [3] создана методика, устанавливающая порядок организации и проведения входного контроля на предприятии. Определены задачи, функции и степень ответственности подразделения внешней приемки отдела технического контроля (ОТК), его взаимодействие с подразделениями предприятия и поставщиками с целью предотвращения запуска в производство продукции, не соответствующей требованиям конструкторской и другой НД, условиям договоров и протоколам согласования на поставку продукции.

Результаты входного контроля документируются в порядке, определенном методикой качества «Входной контроль». При положительном результате входного контроля комплектующие и материалы передаются через центральный материальный склад в производство, при отрицательном (хотя бы по одному показателю) — оформляется сигнал о браке и накладывается запрет на использование продукции в производстве.

Входной контроль продукции проводится сплошным или выборочным методами. Используемые при входном контроле средства измерительной техники и испытательное оборудование поверены и аттестованы в бюро метрологии и измерительной техники предприятия, что подтверждается наличием клейма, паспорта или другим способом, детально описанным в [4].

Процедуры контроля сопроводительной документации, комплектности продукции и оформления результатов подробно изложены в методике качества «Входной контроль». Подразделение внешней приемки ОТК накапливает статистические данные о фактическом уровне качества получаемой продукции для определения стабильности ее качества и предоставляет эту информацию в виде отчетов. Анализ полученной информации позволяет принять меры по повышению качества закупаемой продукции, что отражено в методике качества «Закупки материалов и комплектующих».

Технологические процессы изготовления продукции разработаны таким образом, чтобы обеспечивался последовательный операционный контроль всех деталей и узлов. Контрольные операции, осуществляемые непосредственно в процессе производства рабочими-исполнителями и контролерами, указаны в соответствующих инструкциях и технологической документации (ТД). Общий порядок организации и проведения всех видов контроля и испытаний продукции на всех стадиях производства определен методикой качества «Контроль качества продукции в процессе производства». Результаты проверок фиксируются. Позиции контроля приведены в «Общей технологической схеме производства». В процессе производства проводится операционный и летучий контроль качества изготовления продукции, а также контроль за соблюдением технологических процессов.

Операционный контроль качества изготовления продукции осуществляется изготовителями продукции и работниками ОТК в цехах, на производственных участках и рабочих местах и направлен на своевременное выявление отклонений от установленных нормативных требований технологического процесса, предотвращение дефектов в продукции. Объектами контроля являются составные части процесса производства продукции: сборочные узлы, детали, материалы, операции технологического процесса. При выборе объектов контроля учитывается оработанность и стабильность технологических процессов, а также наличие и состояние оборудования для измерений и контроля.

Контроль изготовления продукции на каждой стадии производства проводится в соответствии с ТД на каждую операцию и блок-схемой технологического процесса, устанавливающей последовательность проведения технологических операций изготовления и контроля сварочного оборудования на предприятии.

Операционный контроль продукции проводится после завершения технологической операции сплошным или выборочным методом, в зависимости от объема или функциональной важности деталей и узлов изделий согласно ТД. Сплошной контроль применяется в тех случаях, когда он технически возможен и экономически целесообразен. В процессе сплошного контроля проверка подвергается каждая единица продукции. Выборочный контроль проводится выборкой единиц продукции из партии, по результатам проверки принимается решение о качестве всей партии.

На предприятии в целях повышения коллективной (бригадной) и индивидуальной ответственности работников, участвующих в процессе производства продукции, установлен самоконтроль выполняемой работы исполнителем в соответствии с требованиями технологической и конструкторской документации. Работа бригад (и каждого члена бригады) на самоконтроле вызвана особой ответственностью за изготовление качественной продукции, а также необходимостью вовлечения всего коллектива предприятия в работу по повышению качества и надежности выпускаемых изделий. Исполнители осуществляют контроль качества собственной продукции,

а также контроль продукции, произведенной при предыдущих операциях, в соответствии с требованиями и объемом, указанными в технологической и конструкторской документации. Требования к самоконтролю оговорены в «Положении о предоставлении права исполнителям сдавать продукцию без предъявления ОТК (самоконтроль)». Специалисты, работающие на самоконтроле, имеют соответствующую квалификацию и проходят специальную подготовку.

Дополнительной формой организации контроля изготовления продукции является летучий контроль производства, который осуществляется работниками ОТК непосредственно на месте изготовления и хранения изделий. Эффективность такого вида контроля обуславливается его внезапностью. При летучем контроле проверяются все стороны деятельности предприятия по изготовлению контролируемой продукции: состояние ТД; соблюдение технологических процессов; в том числе наличие на них паспортов и других документов, удостоверяющих их пригодность. Проверяются также условия и сроки хранения материалов, заготовок и готовой продукции; состояние оснастки, оборудования, испытательных стендов, инструментов и приспособлений.

Приемо-сдаточные испытания каждого изделия готовой продукции (рис. 1) проводятся ОТК согласно требованиям НД с документированием результатов и оформлением индивидуальных паспортов. Процедуры выполнения контроля и испытаний готовой продукции описаны в методике качества «Испытания готовой продукции» и утвержденных рабочих инструкциях.

Готовая продукция принимается как годная только после получения положительных результатов всех испытаний. Продукция, не соответствующая требованиям (не выдержавшая контроля, забракованная), изолируется и утилизируется в соответствии с указаниями методики качества «Учет и анализ брака». Кроме того, готовая продукция подлежит выборочным периодическим, типовым, сертифицированным и квалификационным испытаниям, которые проводятся в заводской испытательной лаборатории (ИЛ), аккредитованной на техническую компетентность в Государственной системе сертификации продукции УкрСЕПРО (аттестат аккредитации № UA 6.001.Т.098 от 30 октября 2000 г.).



Рис. 1. Станция приемо-сдаточных испытаний готовой продукции



Рис. 2. Контрольные испытания готовой продукции в испытательной лаборатории

Задачи, распределение полномочий, порядок проведения и оформления результатов работ по испытаниям изделий в ИЛ, разрабатываемых и изготавливаемых на предприятии, изложены в методике качества «Порядок работы испытательной лаборатории сварочного оборудования». Указанная мето-

The paper describes the experience of OSCJ Selma Company activity in the field of control and testing of batch-produced welding equipment and ensuring its compliance with the requirements of quality assurance system to DSTU ISO 9001-95. Quality assurance strategy is based on fully satisfying customer requirements for testing to obtain an objective estimate.

дика является документом, регламентирующим деятельность ИЛ и ее взаимоотношения с другими подразделениями по проведению испытаний продукции, выпускаемой предприятием в соответствии с требованиями, установленными НД. На рис. 2 показан момент испытания готовой продукции в ИЛ.

Политика в сфере качества ИЛ сориентирована на максимальное удовлетворение заказчика при проведении испытаний, определенных областью аккредитации ИЛ. Главной целью ИЛ является проведение всесторонних испытаний продукции завода для получения объективной оценки ее качества, что, в итоге, обеспечивает возможность производства и сбыта только такого сварочного оборудования, которое полностью удовлетворит требования потребителя, а также позволит заводу занять лидирующее положение в стране и на внешнем рынке.

1. *ДСТУ ISO 9001-95*. Модель обеспечения качества при проектировании, разработке, производстве, монтаже и обслуживании. — Введ. 11.09.95.
2. *ГОСТ 24297-87*. Входной контроль продукции. — Введ. 01.01.88.
3. *Инструкция П-7*. О порядке приемки продукции производственно-технического назначения товаров народного потребления по качеству. — Введ. 25.04.66.
4. *Метрологическое обеспечение серийного производства сварочного оборудования фирмы «СЭЛМА» и его соответствие требованиям ДСТУ ISO 9001-95* / Е. А. Копиленко, Г. В. Павленко, Т. И. Самохина и др. // Автомат. сварка. — 2001. — № 5. — С. 23-25.

Поступила в редакцию 09.01.2001



ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕДИ С НЕРАСТВОРИМЫМИ ПРИМЕСЯМИ В УСЛОВИЯХ ИМПУЛЬСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ

В. В. АРСЕНЮК, канд. техн. наук (НАН Украины)

Изучено взаимодействие меди с галлием, углеродом и инертными газами в условиях ударной сварки в вакууме, магнитно-импульсной сварки и сварки взрывом. Наблюдалось образование твердых растворов в зоне массопереноса. Определены зависимости концентрации растворенного элемента и глубины его проникновения от температуры, скорости деформации и способа сварки.

Ключевые слова: ударная сварка, магнитно-импульсная сварка, сварка взрывом, массоперенос, растворение элементов, твердый раствор

В работе [1] определено, что при ударной сварке в вакууме разнородных металлов фазовый состав диффузионной зоны отличается от равновесного, выраженного, например, отсутствием интерметаллических соединений при сварке меди с оловом или алюминием, фиксированием растворимости между медью и молибденом — двумя нерастворимыми металлами с кристаллической структурой атомов в форме кубической решетки. Более того, при введении в металл атомов инертного газа в процессе последующей импульсной обработки или сварки давлением происходит их перераспределение и миграция, что приводит к образованию твердого раствора металл–инертный газ [2]. Поэтому при сварке разнородных конструкционных материалов, имеющих, как правило, сложный химический фазовый состав, необходимо учитывать возможность образования соединений элементов, считавшихся ранее взаимно нерастворимыми. В этой связи представляет интерес изучение особенностей взаимодействия меди с нерастворяющимися в ней в равновесных условиях элементами — металлом и легким элементом — в случае наложения импульсных деформаций при различных способах сварки давлением.

Процессы перераспределения атомов и изменения фазового состава в зоне контакта меди с различными элементами при ударной сварке в вакууме [3], магнитно-импульсной сварке [4] и сварке взрывом [5] исследовали методами послойного радиометрического, рентгеноструктурного, микрорентгеноспектрального анализов и мессбауэровской спектроскопии.

В качестве нерастворимой металлической примеси был выбран галлий, поскольку его кристаллическая структура (орторомбическая решетка) резко отличается от гранецентрированной решетки меди. Кроме того, для равновесных условий при полном отсутствии растворимости меди в галлии, имеет место проникновение галлия в медь с растворением его до 20 % [6].

В результате проведенных исследований установлено, что при всех используемых способах сварки наблюдается взаимное проникновение этих элементов и образование твердых растворов. Однако растворимость галлия в меди при импульсных де-

формациях во всем интервале скоростей деформации ($\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^3 \dots 5 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$), осуществляемого по методикам [3–5], выше, чем меди в галлии. Следовательно, отсутствие растворимости в равновесных условиях не является препятствием для растворения при воздействии нагрузок, но при этом количество растворенного вещества меньше, чем в случае, если металлы растворяются в условиях изотермической выдержки. При переходе от ударной сварки в вакууме к магнитно-импульсной и сварке взрывом, т. е. с ростом скорости деформации наблюдается увеличение глубины проникновения и концентрации растворенного вещества. При $\dot{\epsilon} \approx 5 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$ (в случае сварки взрывом) глубина проникновения достигает 4 мм, концентрация составляет 48 %, т. е. состав металла шва приближается к эквиаtomному (рис. 1).

При взаимодействии меди с углеродом в интервале температур 300... 1073 К при ударном сжатии также образуется твердый раствор, хотя в равновесных условиях между этими элементами какой-либо контакт отсутствует. Однако в условиях импульсного нагружения со скоростью деформации приблизительно 25 с^{-1}

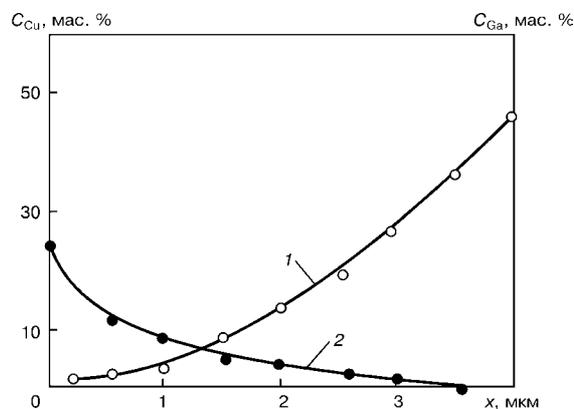


Рис. 1. Распределение галлия в меди (1) и меди в галлии (2) в случае сварки взрывом при $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$

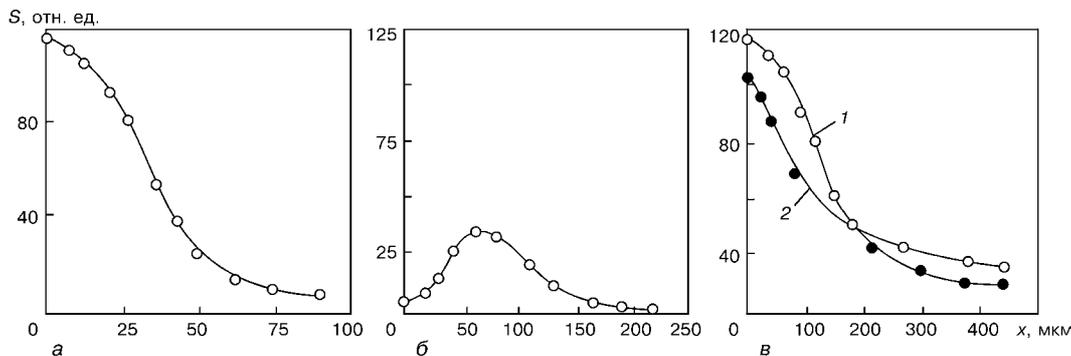


Рис. 2. Распределение ^{14}C в меди после импульсного нагружения: а — ударная сварка в вакууме при $\dot{\epsilon} = 25 \text{ с}^{-1}$; б — магнитно-импульсная сварка при $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$; в — сварка взрывом при $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^5$ (1) и $7 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$ (2)

© В. В. Арсенюк, 2001



при нагреве до 1073 К железа, содержащего ^{14}C , находящегося в контакте с медью, углерод проникает в медь на глубину приблизительно 80...90 мкм (рис. 2, а), его концентрация составляет около 1 %. При этом следует учитывать, что одновременно в медь мигрируют атомы железа. Это, безусловно, способствует растворению углерода в медной матрице, как это происходило в некоторых случаях в стационарных изотермических условиях [7, 8]. Для исключения влияния указанного фактора схема эксперимента была изменена таким образом, чтобы медь и углерод взаимодействовали в чистом виде. Одним из способов введения углерода в медь является обработка меди в метане, меченом ^{14}C в тлеющем разряде. Последующее импульсное нагружение с $\dot{\epsilon} \approx 1 \cdot 10^3 \dots 1 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$ при температуре 373...673 К приводит к перераспределению атомов углерода и переносу их на глубину около 200 мкм (рис. 2, б). При этом концентрация углерода в приповерхностных слоях меди доходила до 5 %. Повышение скорости деформации до $(3 \dots 7) \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ в случае сварки взрывом способствует проникновению углерода в медь на еще большую глубину, составляющую приблизительно 400 мкм (рис. 2, в). Следует отметить, что проникновение углерода в медь происходило в процессе нагружения при непосредственном контакте графита, содержащего ^{14}C , с медью.

Анализ данных, представленных на рис. 2, показал, что с увеличением скорости деформации углерод, подобно элементам, имеющим взаимную растворимость, проникает в медь на все большую глубину. Причем повышение температуры от комнатной до 400 °С при скорости деформации $1 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ и выше практически не влияет на протяженность зоны массопереноса. При более низких скоростях пластической деформации с повышением температуры, при которой осуществляется импульсная сварка давлением, несколько увеличивается глубина проникновения и скорость миграции углерода в медь.

Дальнейшая обработка полученных соединений показала, что при последующей деформации без нагрева происходит перераспределение растворенных галлия и углерода, а также увеличение общей глубины их проникновения. Однако повышение

температуры в процессе изотермического нагрева или статического деформирования способствует выходу исследуемых элементов из твердого раствора. При этом возникают интерметаллические соединения меди с галлием и появляется прослойка графита.

Таким образом, импульсная деформация в процессе сварки давлением приводит к растворению в меди тех элементов, которые не взаимодействовали с ней в равновесных условиях. Но поскольку образующиеся твердые растворы являются метастабильными, при последующей обработке происходит их распад, в результате чего фазовый состав металла шва приходит в соответствие с диаграммой состояний.

1. *Особливості* фазоутворення при взаємодії металів під впливом імпульсних навантажень / В. В. Арсениук, Д. С. Герцирик, В. Ф. Мазанко и др. // Метал. і оброб. матер. — 1997. — № 2. — С. 21–25.
2. *Міграція* атомів в метастабільному твердому розчині залізо–аргон / В. В. Арсениук, Д. С. Герцирик, В. Ф. Мазанко та ін. // Доп. НАНУ. — 1997. — № 8. — С. 108–112.
3. *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.
4. *О механизме* влияния импульсного магнитного поля на подвижность атомов в железе и алюминии / Л. Н. Лариков, В. М. Фальченко, Д. С. Герцирик и др. // Докл. АН СССР. — 1978. — 239, № 2. — С. 312–314.
5. *Кудинов В. М., Коротеев А. Я.* Сварка взрывом в металлургии. — М.: Металлургия, 1978. — 266 с.
6. *Двойные* и многокомпонентные системы на основе меди / М. Е. Дриц, Н. Р. Бочвар, Л. С. Гузей и др. — М.: Наука, 1979. — 248 с.
7. *Гегузин Я. Е.* Диффузионная зона. — М.: Наука, 1979. — 344 с.
8. *Особенности* фазообразования при импульсном воздействии / А. М. Гусак, В. Ф. Мазанко, Н. А. Томашевский и др. // Металлофизика. — 1992. — 14, № 3. — С. 33–36.

The paper considers copper interaction with gallium and carbon under the conditions of vacuum percussion, magnetic-pulse and explosion welding. Formation of solid solutions in mass transfer zone is noted. Dependencies of dissolved element concentration and its penetration depth on temperature, deformation rate and welding process are determined.

Поступила в редакцию 22.03.2001,
в окончательном варианте 31.05.2001

УДК 621.791.624.046.5

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЗОНАХ КОНЦЕНТРАТОРА И ТРЕЩИНЫ УСТАЛОСТИ

В. А. БРОДОВОЙ, инж., О. И. ГУЩА, д-р техн. наук, А. З. КУЗЬМЕНКО, инж., П. П. МИХЕЕВ, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Экспериментально показано, что в результате взаимодействия остаточных напряжений, которые возникают под влиянием циклического нагружения в зонах концентратора и трещины усталости, с напряжениями, наводимыми упрочняющими обработками, формируется результирующее поле остаточных напряжений, которое может существенно отличаться от первоначального.

Ключевые слова: остаточные напряжения, концентрация напряжений, сопротивление усталости, усталостная трещина, упрочняющая обработка

Для повышения циклической прочности сварных соединений применяют различные способы упрочнения. Весьма эффективными являются способы, основанные на наведении в зоне концентратора остаточных напряжений сжатия [1]. Эти напряжения взаимодействуют со сварочными остаточными напряжениями, а также с возникающими под влиянием циклического нагружения в зонах концентратора и усталостной трещины. В результате формируется новое поле остаточных напряжений, которое может существенно отличаться от его первоначально составляющих по знаку, уровню и характеру распределения компонент напряже-

ния. При циклическом нагружении эти остаточные напряжения в свою очередь претерпевают изменения и перераспределяются.

Таким образом, при оценке влияния остаточных напряжений на процессы зарождения и распространения усталостного разрушения возникает необходимость учитывать взаимодействие и кинетику этих напряжений.

В настоящей работе рассмотрено взаимодействие остаточных напряжений в зонах концентратора и трещины усталости с остаточными напряжениями сжатия, наводимыми дополнительно высокочастотной проковкой и точечным нагревом, а также их кинетику под влиянием внешнего циклического нагружения.

Образец из стали СтЗсп размерами 14×160×240 мм с концентраторами в виде боковых выкружек (рис.1) нагружали осевым отнулевым циклическим сжатием. Теоретический коэффициент концентрации напряжений $\alpha_\sigma = 2,48$. Максимальные напряжения номинального цикла нагружения составляли

© В. А. Бродовой, О. И. Гуца, А. З. Кузьменко, П. П. Михеев, 2001

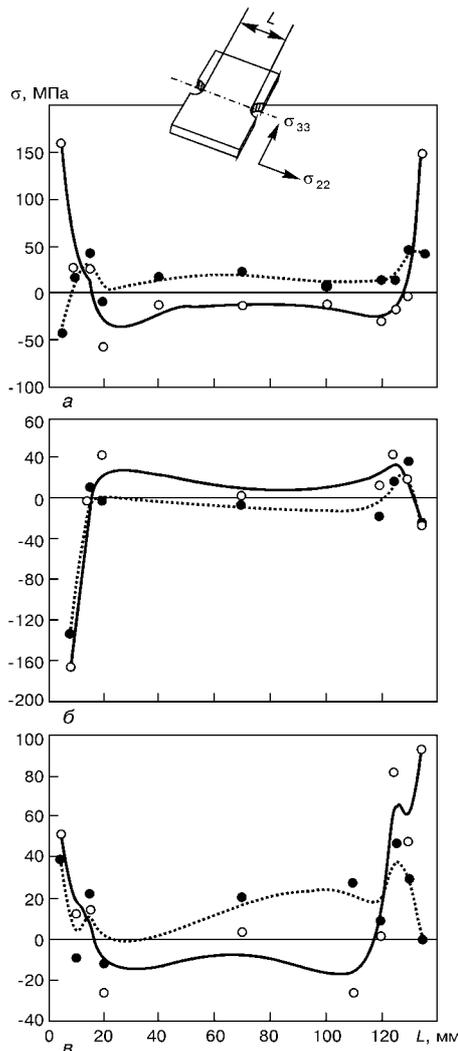


Рис. 1. Эпюры остаточных напряжений в образце СтЗсп с концентраторами $\alpha_{\sigma} = 2,48$: *a* — после 10 циклов нагружения циклическим сжатием; *б* — после высокочастотной проковки зоны концентраторов; *в* — после 10 циклов повторного нагружения сжатием; здесь и на рис. 2 ● — σ_{22} ; ○ — σ_{33}

-120 МПа. Остаточные напряжения σ измеряли неразрушающим акустическим методом [2].

Уровень остаточных напряжений в зоне концентратора стабилизируется после первых нескольких циклов нагружения [3]. Поэтому были зафиксированы напряжения, образовавшиеся после 10 циклов нагружения (рис. 1, *a*). Как видно из рисунка, под влиянием циклического сжатия в зонах концентраторов возникло двухосное поле растягивающих остаточных напряжений (σ_{22} — поперечные и σ_{33} — продольные), максимальное значение которых достигает 150 МПа. Затем образец в выкружках был поочередно обработан высокочастотной проковкой. Под ее воздействием в зонах концентраторов были сняты растягивающие и сформированы двухосные остаточные напряжения сжатия (рис. 1, *б*), максимальные значения которых превышали -160 МПа. Некоторое различие в измеренных значениях напряжений у различных кромок образца можно объяснить очередностью обработки концентраторов.

Образец повторно нагружали циклическим сжатием. С учетом упрочняющего влияния предыдущего нагружения образца максимальное напряжение номинального цикла нагружения было установлено несколько выше предыдущего и составило -125 МПа. После повторных 10 циклов нагружения сжатием в зонах концентраторов опять возникло поле двухосных растягивающих остаточных напряжений. Максимальное их значение достигало 90 МПа.

Другой аналогичный образец нагружали пульсирующим сжатием с $\sigma_{\min} = -125$ МПа. После 10 циклов в зонах концентраторов зафиксировано поле двухосных остаточных напряжений

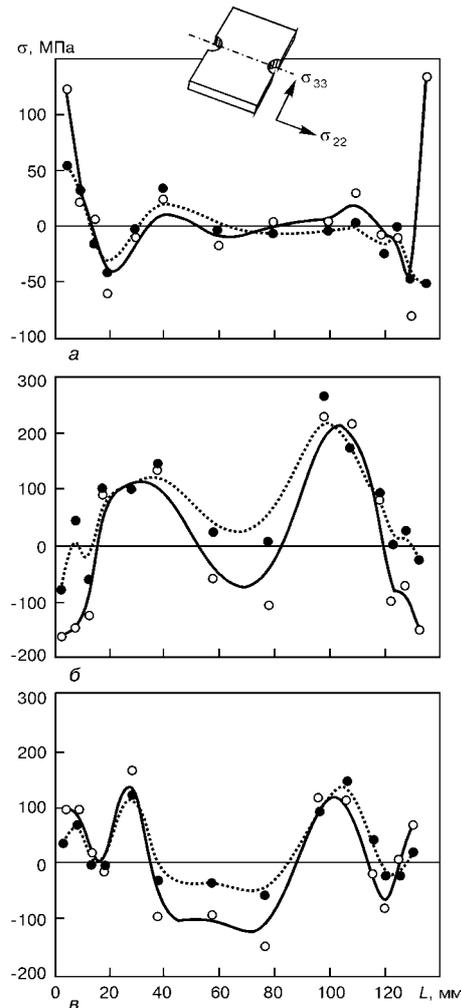


Рис. 2. Эпюры остаточных напряжений в образце СтЗсп: *a* — после 10 циклов нагружения пульсирующим сжатием; *б* — после обработки точечным нагревом; *в* — после 10 циклов повторного нагружения сжатием

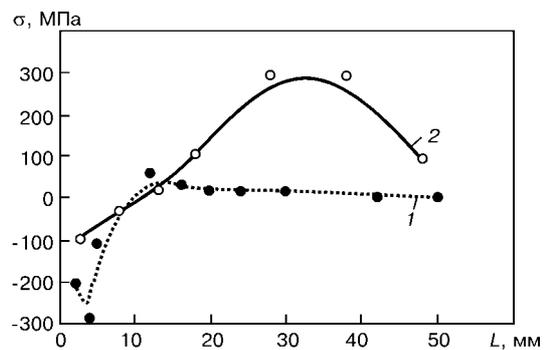


Рис. 3. Кинетика продольной компоненты остаточных напряжений в зоне трещины: 1 — образец с трещиной в исходном состоянии; 2 — после точечного нагрева

растяжения (рис. 2, *a*), максимальный уровень которых составлял 125... 130 МПа.

Затем образец подвергли обработке точечным нагревом. Точки нагрева располагали на расстоянии 35 мм от края каждого концентратора. Образец нагревали сначала с одной стороны, а после полного охлаждения — с другой. Под влиянием обработки уровень и распределение остаточных напряжений существенно изменились (рис. 2, *б*). В зонах концентраторов сформировались двухосные сжимающие напряжения с максимальными значениями -160 МПа. В зонах нагрева возникли остаточные напряжения растяжения, максимальный уровень которых достигает предела текучести стали.

После 10 циклов повторного нагружения циклическим сжатием в зонах концентраторов снова сформировались остаточные напряжения растяжения (рис. 2, *в*). Максимальные их зна-



чения составляли 70... 100 МПа. Несколько уменьшился уровень напряжений в точках нагрева.

С возникновением трещины усталости в зоне ее вершины формируется поле остаточных напряжений. На рис. 3 представлены эпюры остаточных напряжений, возникших в зоне усталостной трещины и после точечного нагрева образца. Образец из стали СтЗсп размерами 12×250×700 мм имел в центре концентратор в виде сквозного отверстия с надрезами, инициировавшими возникновение трещины усталости. Образец нагружали отнулевым циклическим растяжением на машине ЦДМ-200Пу. В зоне трещины усталости максимальные остаточные напряжения сжатия первоначально достигали предела текучести стали. После обработки точечным нагревом сжимающие напряжения у вершины трещины уменьшились до -100 МПа.

Таким образом, остаточные напряжения, возникающие под влиянием циклического нагружения в зонах концентраторов и трещины усталости, взаимодействуют с напряжениями, искусственно наводимыми способами упрочняющей обработки. Такое

взаимодействие зафиксировано как на стадии зарождения усталостного разрушения, так и после возникновения трещины усталости. Формируются результирующие поля остаточных напряжений, которые во многом определяют сопротивление материалов и сварных соединений зарождению и распространению усталостных трещин.

1. Trufiakov V. I., Mikheev P. P., Kudryavtsev Yu. F. Fatigue strength of welded structures. Residual stresses and strengthening treatments // Welding and Surfacing. — 1995. — Vol. 3. — P. 1–100.
2. Гуца О. И., Махорт Ф. Г. Акустический способ определения двусосных остаточных напряжений // Приклад. механика. — 1976. — № 10. — С. 32–36.
3. Бродовой В. А., Михеев П. П., Гуца О. И. Некоторые закономерности формирования остаточных напряжений в зонах концентратора и трещины усталости при циклическом нагружении // Автомат. сварка. — 2001. — № 2. — С. 9–12.

It has been experimentally demonstrated that interaction of residual stresses in the concentrator zones and fatigue cracks due to cyclic loading with stresses, induced by strengthening treatment results in formation of a residual stress field that differs essentially from the initial one.

Поступила в редакцию 17.05.2001,
в окончательном варианте 06.07.2001

ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

В. Ю. Орловский (ИЭС) защитил 4 июля 2001 г. кандидатскую диссертацию на тему «Исследование термодинамики и кинетики растворения азота в жидких высокорекрационных и тугоплавких металлах при высоких температурах».

В работе по собственным экспериментальным данным рассчитаны основные термодинамические константы, характеризующие процесс растворения азота в жидких металлах IVA и VA групп, выведены обобщающие зависимости теплоты смешения. Получены численные значения параметров взаимодействия азот-азот для чистых ванадия и ниобия и обобщающие зависимости коэффициента активности азота от содержания легирующих эле-

ментов и определены численные значения параметров взаимодействия азота первого, второго и третьего порядков и их температурные зависимости. Диссертантом изучена кинетика взаимодействия азота с жидкими высокорекрационными металлами. Определены значения константы скорости химико-абсорбционного процесса K_B химических реакций растворения азота в жидких ванадии, ниобии, цирконии и титане.

Полученные основные термодинамические величины вносят определенный вклад в теорию металлургических процессов и могут быть использованы для определения параметров газового режима в процессах специальной электрометаллургии при легировании металла азотом из газовой фазы и дегазации металла.

УДК 621.791(688.8)

ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА*

Устройство колебания токоподводного мунштука при наплавке цилиндрических заготовок, отличающееся тем, что оно оснащено направляющей рейкой, на которой подвижно установлен корпус с мунштуком, а привод выполнен в виде кривошипно-шатунного механизма, шатун которого соединен с указанным корпусом. Патент Украины 32631. В. А. Неведомский, С. Н. Шилюк (Новокраматорский машзавод) [1].

Способ получения гранул из расплавов и устройство для его осуществления, отличающийся тем, что перед подачей расплава в формообразующие емкости, ток расплава разделяется на заданные дозы, каждая из которых подается в соответствующую формообразующую емкость. Патент Украины 32649. П. А. Чакин, Е. В. Родин, Б. М. Климовский [1].

Устройство для лазерной обработки материалов, отличающееся тем, что оно снабжено патрубком с кварцевым иллюминатором, смонтированным в корпусе над отражателем, зеркалом, закрепленным в корпусе с возможностью его перемещения, при этом отверстие выполнено в торце отражателя, его ось пересекает оптическую ось отражателя в его рабочем фокусе, а патрубок с

кварцевым иллюминатором и зеркало установлены с возможностью направления лазерного луча в упомянутое отверстие. Патент РФ 2165830. Э. Б. Гусев, М. И. Опарин, Б. П. Салтыков (Россия), А. Клаус (Германия) [12].

Способ плазменной наплавки, отличающийся тем, что параметры импульса тока выбирают из условия осуществления в период этого импульса ускоренного нагрева расплава на заданной ширине разделки и вытеснения его к периферии образуемой сварочной ванны, а в период паузы тока — удержания и ускоренного охлаждения расплавленного металла в разделке, при этом расход плазмообразующего газа в периоды импульса и паузы тока поддерживают постоянным. Патент РФ 2165831. С. Р. Аманов (ОАО «Автоваз») [12].

Механизм импульсной подачи сварочной проволоки, отличающийся тем, что в него введены, по меньшей мере, одна ось вращения каждого якоря, на котором закреплен соответствующий зажим для проволоки, при этом якорь установлен с возможностью колебаний относительно оси, выполнен в виде магнита, расположенного в зоне действия магнитных полей соответствующего формирователя магнитного поля, и жестко связан с соответствующим упругим элементом, в формирователь магнитного поля выполнен в виде кольца с полюсными высту-

*Приведены сведения о патентах, опубликованных в бюллетенях Украины «Промислова власність» (2001, № 1), РФ «Изобретения. Полезные модели» (2001, № 12–17). В квадратных скобках указан номер бюллетеня.



нами. Патент РФ 2165832. А. В. Каргин (ЗАО «Электроприбор») [12].

Способ загрузки заготовок в установку для плазменной наплавки, отличающийся тем, что приведение заготовки в позицию, необходимую для правильной ориентации при наплавке, производят путем перемещения заготовки по направляющим с одновременным ее переворачиванием под действием силы тяжести, торможения перемещающейся заготовки перед упором и фиксации ее в упоре, при этом с помощью упора осуществляют регулирование траектории выхода заготовки из направляющих. Патент РФ 2165833. С. Р. Аманов, В. Д. Скоморохов (ОАО «Автоваз») [12].

Электродержатель для электродуговой сварки штучным металлургическим плавящимся электродом, отличающийся тем, что каждый упор ложемента с токоподводом снабжен козырьком, образующим с плоскостью ложемента паз переменного сечения, а на внутренней плоскости козырька, обращенной к ложементу, выполнена канавка адекватного сечения канавки ложемента для фиксации торца электрода и ограничения длины его закрепляемого участка. Патент РФ 2166418. М. Г. Боград [13].

Состав порошковой проволоки, отличающийся тем, что шихта ее дополнительно содержит рутиловый концентрат, полевой шпат, электрокорунд, кремнефтористый натрий, ферромарганец и калийнатриевую силикат-глыбу, а в качестве легирующей составляющей комплексную лигатуру, содержащую бор, магний, алюминий, литий и железо при следующем соотношении компонентов, мас. %: 4,35...8,35 рутилового концентрата; 0,50...1,50 полевого шпата; 0,25...0,65 электрокорунда; 0,20...0,50 кремнефтористого натрия; 0,30...0,70 ферросилиция; 1,45...3,45 ферромарганца; 3,65...5,65 железного порошка; 0,15...0,75 калийнатриевой силикат-глыбы; 0,35...0,75 комплексной лигатуры; остальное — сталь оболочка. Патент РФ 2166419. И. В. Горьнин, В. А. Малышевский, А. В. Баранов и др. (ГУП ЦНИИ-ИКМ «Прометей», Череповецкий сталепрокатный завод) [13].

Способ подготовки поверхности изделия из чугуна к пайке, отличающийся тем, что в качестве электрообработки применяют электроискровую обработку в воздушной атмосфере без предварительного нагрева изделия, которое является катодом, а электрод-анод выполняют из меди, или никеля, или низкоуглеродистой стали, при этом на паяемую поверхность одновременно наносят технологическое покрытие соответственно из меди, или никеля, или низкоуглеродистой стали. Патент РФ 2167033. И. В. Боровдинкин (Сыктывкарский лесной институт С.-Петербургской лесотехнической академии) [14].

Устройство регулирования давления горючих газов для газопламенной обработки металлов, отличающееся тем, что седло корпуса выполнено в виде резьбовой втулки с кольцевой выемкой и установлено в гильзе, которая выполнена с коническим буртом, образующим с кольцевой выемкой втулки паз, в котором размещено уплотнительное кольцо, выполненное резиновым и с круглым сечением для обеспечения точечного контакта с запорным органом, который выполнен шаровым. Патент РФ 2167034. В. К. Дейкун (ЗАО «МИДАСОТ») [14].

Способ подачи компонентов окислителя или горючего в устройстве газопламенной обработки металлов, отличающийся тем, что локализацию пламени осуществляют, задавая направление пламени изнутри к наружной поверхности пламегасящей втулки, а пламегасящую втулку выполняют с площадью наружной F_n и внутренней $F_{вн}$ поверхностей, исходя из следующего соотношения $F_n/F_{вн} > 1,2$. Патент РФ 2167035. О. Е. Капустин, О. Е. Островский, В. Н. Сорокин (ЗАО «МИДАСОТ») [14].

Способ дуговой наплавки плавящимся электродом, отличающийся тем, что предварительно устанавливают дуговой промежуток, возбуждение дуги осуществляют высокочастотным разрядом, после чего его прекращают, а многократное возбуждение дуги производят посредством подачи пакета импульсов тока частотой 50...150 Гц для обеспечения капельного переноса электродного металла, при этом длительность паузы между пакетами импульсов тока выбирают из условия превышения скорости кристаллизации капли электродного металла в сварочной ванне.

Патент РФ 2167036. И. И. Столяров, С. В. Цыпков (ОАО «Пермский моторный завод») [14].

Состав сварочной проволоки, отличающийся тем, что он дополнительно содержит никель при следующем соотношении компонентов, мас. %: 0,04...0,12 углерода; 0,4...0,9 хрома; 0,2...0,5 кремния; 0,8...1,4 марганца; 0,2...0,6 молибдена; 0,1...0,4 ванадия; не более 0,025 серы; не более 0,025 фосфора; 0,05...0,12 кальция; 0,05...0,4 никеля; остальное — железа. Патент РФ 2167037. А. А. Багров, Л. А. Бастаков, П. Н. Кишини и др. [14].

Электродное покрытие для ручной дуговой сварки углеродистых и низколегированных сталей, отличающееся тем, что оно содержит компоненты в следующих соотношениях, мас. %: 62...80 мрамора; 18...24 кварцевого песка; остальное — легирующих и раскисляющих. Патент РФ 2167038. И. Н. Ворновицкий, Е. И. Ворновицкий, В. Г. Савельев [14].

Способ диффузионной сварки двух элементов, отличающийся тем, что в процессе пластической деформации свариваемых поверхностей смещают один из элементов вдоль или поперек сварочного шва, причем величина смещения равна величине пластической деформации. Патент РФ 2167749. И. И. Столяров, С. В. Цыпков (ОАО «Пермский моторный завод») [15].

Способ упрочнения породоразрушающего инструмента при его изготовлении или восстановлении, включающий электрошлаковую наплавку его рабочей части и легирование упрочняемого слоя. Приведены отличительные признаки способа. Патент РФ 2167750. Н. И. Лерман, А. С. Стрельцов [15].

Твердый припой, отличающийся тем, что он дополнительно содержит молибден, а состав припоя определяется формулой $Сг_a Fe_b Si_c B_d Mo_e Ni$ остальное, где, ат. %: a меняется от примерно 9,5 до примерно 16,5; b меняется от 0 до примерно 5, c меняется от примерно 10 до примерно 15; d меняется от примерно 6 до примерно 7; e меняется от 0 до примерно 5, остальное составляет никель и случайные примеси. Патент РФ 2167751. А. Ребинкин (Элайдсигнал инк., США) [15].

Электрод для сварки и наплавки конструкций из чугуна, отличающийся тем, что покрытие электрода дополнительно содержит оксид кремния, ферротитан и ферросилиций, а в качестве фторида щелочноземельного металла оно содержит фторид бария при следующем соотношении компонентов, мас. %: 5...52 фторида бария; 2...10 оксида кремния; 5...11 ферромарганца; 2...6 ферротитана; 5...11 ферросилиция; 5...15 графита; остальное — мрамора. Патент РФ 2167752. В. В. Ветер, В. А. Носов, Л. П. Мойсов и др. [15].

Автомат для дуговой сварки неповоротных стыков трубопроводов, отличающийся тем, что механизм корректировки угла наклона головки выполнен в виде рычажной системы и двух неравносторонних параллелограммов, короткая сторона одного из которых жестко закреплена на корпусе автомата, а к короткой стороне другого прикреплен сварочная головка, при этом ось сварочной головки и ось проходящего через нее электрода параллельны короткой стороне параллелограмма и проходят через центр сварочной ванны при любом угле наклона сварочной головки в плоскости сварного стыка. Патент РФ 2167753. А. Ф. Князьков, С. А. Князьков, Д. В. Пилипенко (Томский политехнический университет) [15].

Способ диффузионной сварки деталей по плоским кольцевым поверхностям сопряжения, при котором соединяемые детали собирают с помощью оснастки, на соединяемой поверхности одной из них размещают кольцевую промежуточную прослойку симметрично кольцевой зоне сопряжения, фиксируют относительно этой детали, устанавливают на прослойку вторую деталь, собранные детали нагревают до температуры сварки $T_{св}$, К и прикладывают сварочное давление. Приведены отличительные признаки. Патент РФ 2168402. А. Г. Щербак, Н. И. Беляев, Ю. А. Ежов, В. Г. Кедров (ЦНИИ «Электроприбор») [16].

Устройство для точечной сварки конструкций, образуемых металлургическими элементами, отличающееся тем, что линейный транспортер установлен с возможностью подачи к сварочному посту части свариваемой конструкции, устройство дополнительно содержит манипуляционные средства, установленные с воз-



возможностью подхватывания с соответствующих загрузочных постов других элементов, образующих свариваемую конструкцию совместно с находящейся на сварочном посту частью, и подачи их к установочным воротам, размещенным на сварочном посту с возможностью удержания элементов посредством зажимных устройств и обеспечения сборки всей конструкции для сварки. Патент РФ 2168403. Д. Альпонте (Комау СПА; Италия) [16].

Устройство для сборки под сварку, отличающееся тем, что оно снабжено поворотным механизмом многоулачкового патрона относительно горизонтальной оси, перпендикулярной оси, проходящей через центр упомянутого патрона, состоящим из соединенной с упругими элементами роликовой опоры и закрепленного на одном из секторов многоулачкового патрона кронштейна, опорные поверхности которого сопряжены с ответными поверхностями роликовой опоры. Патент РФ 2168404. А. Г. Двуреченский, О. Е. Капустин, И. И. Варавин, Г. В. Додин (ГПНИИ «Гермес», ГРЦ «Конструкторское бюро им. акад. Макаева») [16].

Устройство для механической обработки, сборки и сварки кольцевых стыков тонкостенных конических оболочек, содержащее основание с конической оправкой и хомуты для фиксации соединяемых оболочек. Приведены отличительные признаки устройства. Патент РФ 2168405. А. Г. Двуреченский, О. Е. Капустин, И. И. Варавин [16].

Паяльник электрический, отличающийся тем, что стержень паяльный зафиксирован деталью, выполненной в форме клина, или конуса, или пирамиды, или деталью, выполненной с фрагментом колена, или конуса, или пирамиды, или двумя выступами и одной из упомянутых деталей. Патент РФ 2169062. А. Г. Художников [17].

Устройство защиты системы питания при газопламенной обработке материалов, отличающееся тем, что пламегасящая втулка снабжена соосно установленной в ней с зазором втулкой из пористого легкоплавкого металла и стаканом, имеющим боковые стенки с перепускными отверстиями и днище, встроенное в торец пламегасящей втулки, при этом запорный орган снабжен пластиной из металла с памятью формы, скрепленной с ним и с днищем стакана. Патент РФ 2169063. О. Е. Капустин, О. Е. Островский, В. Н. Сорокин (ЗАО «МИДАСОТ») [17].

Плазмотрон, отличающийся тем, что он снабжен цилиндрическим стаканом, турбинным колесом и газостатическими подшипниками, при этом цилиндрический стакан соединен с турбинным колесом и неразрывно — с соплом и установлен на газостатических подшипниках. Патент РФ 2169064. А. М. Иванов, И. Е. Киренский (ИФТПС СО РАН) [17].

Экзотермический стержень-резак, отличающийся тем, что он снабжен ручкой, изготовленной из смеси следующего состава, мас. %: 95,0... 98,0 песка кварцевого; 2,0... 5,0 связующего. Патент РФ 2169065. И. В. Новохацкий [17].

Экзотермический сварочный стержень, отличающийся тем, что он снабжен ручкой, изготовленной из смеси следующего состава, мас. %: 95,0... 98,0 песка кварцевого; 2,0... 5,0 связующего, запальная часть стержня состоит из смеси следующего состава, мас. %: 35,0... 36,0 порошка магния; 60,0... 62,0 порошка хлората калия (KClO₃), связующего 2,0... 5,0, сварочная часть стержня состоит из железоалюминиевого термита с содержанием 23 мас. % алюминиевого порошка и 77 мас. % порошка железной окислы, легирующих добавок, порошка плавикового шпата и связующего, при этом стержень имеет четырехгранную форму. Патент РФ 2169066. И. В. Новохацкий [17].

ПО ЗАРУБЕЖНЫМ ЖУРНАЛАМ



(Румыния). — 2000. —
Decembrie/December
(рум. яз.)

Fischer U. M. Сварочные деформации и напряжения. Расшифровка результатов измерений и практические рекомендации, с. 6–12.

Langlouis W. Сварка труб и других деталей из полиэтилена высокой плотности, с. 13–17.

Konig T., Bur-Scherer M. Трещины в трубопроводах горячей воды, с. 18–21.

Trommer G. Термическая резка в сельском производстве, с. 22–24.

Silindean C., Sima Gh., Tusz F. Механический потенциометрически активный контактный датчик, с. 25–31, 38.

Tirziu M. Новый метод неразрушающего исследования швов, с. 50–56.

Dumbrava D., Safta V. Расчет остаточных напряжений при сварке балок сложного профиля, с. 57–63.



(Швеция). — 2000. —
№ 3 (англ. яз.)

Altemuhl B. Сварка резервуаров для сжиженного нефтяного газа с использованием сварочных материалов производства фирмы ЭСАБ, с. 3–7.

Huhtala T. Применение проволоки с металлическим сердечником марки FILARC PZ6105R для роботизированной сварки, с. 8–11.

Studholme S., Harvey D. Установка для дуговой сварки под флюсом фирмы ЭСАБ, предназначенная для производства рам прицепов, с. 12–13.

Stridh L.-E. Новая разработка присадочной проволоки, обеспечивающая более эффективную сварку тонких листов, с. 14–16.

Rohde H., Katic J., Paschold R. Импульсная дуговая пайка плавящимся электродом в защитном газе листовых материалов с покрытием (разработка ЭСАБ), с. 20–23.

Altemuhl B. Применение проволок с рутиловым сердечником для сварки высокопрочных сталей при производстве кранов, с. 24–27.

Mariani F. Новая сварочная проволока фирмы ЭСАБ Eco Mig, используемая европейским отделением FAI Comatsu Industries для сварки землеройных машин, с. 28–32.

Blome K. Сварка гидроцилиндров с применением процесса МАГ и МАГ в тандем с присадочной проволокой ОК Tubord 14/11, с. 33–35.



(Великобритания). —
2000. — № 109
(англ. яз.)

Smith L., Threadgill P. Соединение магния — новые разработки в помощь промышленному производству, с. 3.

Dawes C. Сварка трением с перемешиванием, но в 3 раза быстрее, с. 7.

Nello O., Dance B. Обеспечение качества с помощью электронно-лучевой диагностики, с. 8.



(Великобритания). —
2000. — Vol. 68,
№ 10 (англ. яз.)

Dewsnap H. Строительство подвесного моста в Китае для скоростной восточной трассы, с. 7–9.

Использование сплавов алюминия и магния для снижения массы автомобильных компонентов, с. 10–12.

Kellar E. J., Jones I. A. Новшества в области клеевых соединений и сварки тканей из синтетических тканей, с. 13–15.

Johnson R. Сварка трением с перемешиванием находит свое применение для аустенитных нержавеющей сталей, с. 16–17.

Loyko M. M., Shefel V. V. Решение проблемы трещинообразования в ЗТВ сварных швов среднеуглеродистых сталей, с. 18–19.

Роботизированная система для сварки оконных рам автомобилей, с. 20.



Meric C., Engez T. Понимание процесса термитной сварки, с. 33–36.

Irving B. Защитные газы становятся ключевыми элементами усовершенствования процесса сварки, с. 37–41.

Cunningham P. D. Акустически нагруженные панели для ослабления шума струи самолета, с. 43–44.

Harwig D. D. et al. Процесс сварки в узкий зазор доказал свою надежность при ремонте крупного разрушения, с. 45–48.

Yeung K. S., Thornton P. H. Переходной термический анализ электродов для точечной сварки, с. 1–6

Mee V. V. D. et al. Как контролировать уровень водорода в изделиях из (супер) дуплексных нержавеющей сталей при применении процессов сварки МИГ и ТИГ, с. 7–14.

Frewin M. R., Scott D. A. Моделирование методом конечных элементов импульсной лазерной сварки, с. 15–22.

Banovic S. W. et al. Роль алюминия в свариваемости и образовании сернистого металла при плакировке Fe–Al сплавами, с. 23–30.

(США). — 1999. — Vol. 78,
№ 2 (англ. яз.)

Johnsen M. R. Сварка трением с перемешиванием постепенно занимает одно из лидирующих мест на фирме БОИНГ, с. 35–39.

Irving B. Почему термообработка является решающим фактором в сварочном производстве, с. 41–45.

Ritter G. W. Клеящие вещества находят все более широкое промышленное применение во всем мире, с. 46–48.

Grant W. B. et al. Сварка скрытой дугой в узкий зазор — уникальный процесс, с. 49–52.

Rowe M. D., Nelson T. W., Lippold J. C. Водородное растрескивание вдоль границ сплавления швов разнородных металлов, с. 31–37.

Han H. Y., Sun Z. Разработка сварочной проволоки для высококачественных аустенитных нержавеющей сталей, с. 38–44.

Pierce S. W., Burgardt P., Olson D. L. Термокапиллярная конвекция и явление дуги при сварке нержавеющей стали, с. 45–52.

Zhang Y. M., Zhang S. B. Наблюдение замочной скважины при плазменно-дуговой сварке, с. 53–58.

Adolfsson S. et al. Контроль качества в реальном масштабе времени в процессе сварки МИГ короткими замыканиями, с. 59–73.

(США). — 1999. — Vol. 78,
№ 6 (англ. яз.)

Cullison A., Johnsen M. R. Сварка в будущем тысячелетии, с. 37–41.

Heston T. Сварка музыкальных инструментов обеспечивает идеальный звук и качество, с. 43–47.

Cullison A., Tarafa C. Сварка и общество — исторический обзор, с. 48–53.

DeLoach J. J. et al. Правильный выбор сварочной проволоки может помочь военно-морским силам США сэкономить миллионы долларов, с. 55–58.

Irving B. Основные события в продолжительной истории сварки, с. 61–64.

Определение механических свойств и характеристик разрушения соединений, выполненных лазерной сваркой, с. 193–201.

Zhang Y. M., Zhang S. B. Сварка алюминиевого сплава 6061 способом ТИГ двумя противоположно направленными горелками, с. 202–205.

Pastor M. et al. Пористость, образование незаполненного пространства, потери магния в процессе сварки Nd-ИАГ лазером, генерирующего в непрерывном режиме, тонких пластин из сплавов алюминия 5182 и 5754, с. 207–217.

Surian E. S., Vedia L. A. Обобщение результатов исследовательского проекта, выполняемого с целью разработки электродов типа AWS E100118M, E1101M и E1201M, предназначенных для наплавки металла с оптимальными механическими свойствами, с. 218–228.

Miller J. A. От наивности к отчаянию — как малые предприятия входят в правовую систему, с. 35–37.

Johnsen M. R. Сварка компонентов дорожек для экскурсантов планетария Хейден в Центре Земли и Космоса Американского музея естествознания, с. 39–42.

Сварка при выполнении работ по сооружению навеса для расширения территории международного аэропорта в Портленде, с. 43–44.

Villafuerte J. Улучшение технических характеристик трубчатого токопровода с помощью криогенной обработки, с. 45–48.

Shah H. Расчет общей стоимости пушки для дуговой сварки плавящимся электродом в защитном газе, являющемся собственностью вашего предприятия, с. 49–52.

Nelson T. W. et al. Свойства и изменение границы сплавления в сварных швах из ферритно-аустенитного разнородного металла. Ч. 2. Превращения в процессе охлаждения, с. 267–277.

Moon D. W., et al. Изменение микротвердости сварных швов из стали HSLA-100, выполненных с использованием расходуемых материалов из стали с очень низким содержанием углерода, с. 278–285.

Gunataj V., Murugan N. Прогнозирование и оптимизация объема валика шва, наплавленного дуговой сваркой под флюсом. Ч. 1, с. 286–294.

Matsushita M., Liu S. Контроль содержания углерода в сварном шве на стали с помощью добавки фторидов в сварочный флюс, с. 295–303.

(США). — 2000. — Vol. 79,
№ 11 (англ. яз.)

Yamada S., Masubuchi K. Передовая технология сварки, используемая при создании высокоскоростных поездов в Японии, с. 48–53.

Siewert T. et al. Сохранение национального достояния — применение сварки для ремонта купола Капитолия, с. 54–60.

Irving B. Автомобильная промышленность все более широко использует алюминий, с. 63–68.

Anderson T. Как выбрать наилучший присадочный металл для сварки алюминия, с. 69–72.

Переносной видеозонд для контроля сварных трубок в фармацевтической промышленности, с. 73–74.

Harwig D. D. et al. Влияние эквивалентного кислорода на механические свойства сварных швов из титана, с. 303–316.

Missori S., Sili A. Определение структурных характеристик сварных соединений, выполненных электронно-лучевым способом на углеродисто-марганцевой стали с использованием порошкового присадочного металла, с. 317–323.

Limmaneevichitr C., Kou S. Визуализация конвекции Марагони при моделировании сварочной ванны, содержащей поверхностно-активное вещество, с. 324–330.

Gunaraj V., Murugan N. Прогнозирование и оптимизация объема наплавленного валика в процессе дуговой сварки под флюсом. Ч. 2, с. 331–338.

(США). — 2000. — Vol. 79,
№ 12 (англ. яз.)

Johnsen M. R. Программа, обеспечивающая начальную подготовку сварщиков в соответствии с потребностями промышленности, с. 29–32.

Harwig D. D. Рациональный метод оценки технических характеристик дуги и качества, с. 35–39.

Price A. H. Подготовка сварщиков в Мексике, с. 41–43.

Western W. Кто может стать сварщиком?, с. 45–47.

Landon D. Обучение будущих сварщиков, с. 48–50.

Balmforth M. C., Lippold J. C. Диаграмма строения новой нержавеющей ферритно-мартенситной стали, с. 339–345.

Kotecki D. J. Граница мартенсита на диаграмме WRC-1992. Ч. 2. Влияние марганца, с. 346–354.

Nawrocki J. G. et al. Склонность к трещинообразованию новой ферритной стали вследствие отпуска напряжения. Ч. 1. Моделирование ЗТВ при однопроходной сварке, с. 355–362.

Zheng B. et al. Контроль глубины проплавления при плазменно-дуговой сварке на переменной полярности сплавов алюминия с использованием сигнала изображения сварочной ванны, с. 363–371.