



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

Издатель: Международная ассоциация «Сварка»

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН
Ю. С. Борисов, Н. М. Воропай,
В. Ф. Грабин, А. Т. Зельниченко,
А. Я. Ищенко, И. В. Кривцун,
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, В. Ф. Мошкин,
О. К. Назаренко, И. К. Походня,
И. А. Рябцев,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Н. П. Алешин (Россия)
Б. Брейтвейт (Великобритания)
Д. фон Хофе (Германия)
К. Буше (Франция)
Гуань Цяо (Китай)
У. Дилтай (Германия)
П. Зайффарт (Германия)
А. С. Зубченко (Россия)
Т. Игар (США)
К. Иноуэ (Япония)
Н. И. Никифоров (Россия)
Б. Е. Патон (Украина)
Я. Пилярчик (Польша)
Чжан Янмин (Китай)
В. К. Шелег (Беларусь)

Адрес редакции:
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел.: (38044) 287 6302, 529 2623
Факс: (38044) 528 0486
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:
Е. Н. Казарова, Т. В. Юштина

Электронная верстка:
И. С. Баташева, А. И. Сулима,
И. Р. Наумова, И. В. Петушков

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

Журнал входит в перечень
утвержденных ВАК Украины изданий
для публикации трудов соискателей
ученых степеней.
При перепечатке материалов ссылка
на журнал обязательна.
За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности
не несет.

Цена договорная.

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Лобанов Л. М., Кирьян В. И., Кныш В. В., Прокопенко Г. И. Повышение сопротивления усталости сварных соединений металлоконструкций высокочастотной механической проковкой (Обзор) 3

Грецкий Ю. Я. Основные аспекты свариваемости конструкционных чугунов (Обзор) 12

Скульский В. Ю. Влияние степени легирования хромистых теплоустойчивых сталей на твердость металла в зоне сварных соединений 22

Шонин В. А., Машин В. С., Хаскин В. Ю., Недей Т. Н. Остаточные напряжения в соединениях тонколистового сплава АМг6, вызванные дуговой и лазерно-дуговой сваркой 26

Денисевич Е. А. Расчетная методика определения параметров кристаллизации паяных швов 32

Ульшин В. А., Харламов М. Ю., Борисов Ю. С., Астахов Е. А. Динамика движения и нагрева порошка при детонационном напылении покрытий 37

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Ланкин Ю. Н., Москаленко А. А., Тюкалов В. Г., Куран Р. И., Попов С. В. Электрошлаковая сварка корпуса доменной печи 44

Позняков В. Д., Касаткин С. Б., Довженко В. А. Структура и хладостойкость сварных соединений стали 09Г2С после ремонтной сварки 46

Климпель А., Лисецки А., Яницки Д., Стано С. Сварка алюминиевого сплава EN AW-1050A высокомоощным диодным лазером 53

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Козулин С. М., Суцук-Слюсаренко И. И., Лычко И. И. Влияние режимов ЭШН на качество восстановленных зубьев шестерен 57

Новости 61

По зарубежным журналам 62

ХРОНИКА

Технический семинар на Каховском заводе электросварочного оборудования 66

Наши поздравления 67

ИНФОРМАЦИЯ 68

Разработано в ИЭС 11, 21, 31, 43, 52

Avtomaticheskaya Svarka

(Automatic Welding)

№ 9 (641)
September 2006

Published since 1948

WELDING – CUTTING – SURFACING – BRAZING – COATING

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

Publisher: *International Association «Welding»*

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B.E.PATON

Yu. S. Borisov, N. M. Voropai,
V. F. Grabin, A. T. Zelnichenko,
A. Ya. Ishchenko, I. V. Krivtsun,
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, V. F. Moshkin,
O. K. Nazarenko, I. K. Pokhodnya,
I. A. Ryabtsev,
B. V. Khitrovskaya (exec. secr.),
V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)
B. Braithwaite (UK)
C. Boucher (France)
D. von Hofe (Germany)
Guan Qiao (China)
U. Dilthey (Germany)
P. Seyffarth (Germany)
A. S. Zubchenko (Russia)
T. Eagar (USA)
K. Inoue (Japan)
N. I. Nikiforov (Russia)
B. E. Paton (Ukraine)
Ya. Pilarczyk (Poland)
Zhang Yanmin (China)
V. K. Sheleg (Belarus)

Address:

The E. O. Paton Electric Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 287 63 02, 529 26 23
Fax: (38044) 528 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushtina
Electron galley:
I. S. Batasheva, A.I.Sulima,
I. R. Naumova,
I. V. Petushkov

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved.

This publication and each of the articles
contained here in are protected
by copyright.

Permission to reproduce material
contained in this journal must be obtained
in writing from the Publisher.

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Lobanov L. M., Kiryan V. I., Knysh V. V., Prokopenko G. I.** Increasing fatigue resistance of welded joints in metal structures by high-frequency mechanical peening (Review) 3
- Gretsky Yu. Ya.** Main aspects of weldability of structural cast irons (Review) 12
- Skulsky V. Yu.** Effect of the degree of alloying of heat-resistant chromium steels to increase hardness of metal within the joining zone 22
- Shonin V. A., Mashin V. S., Khaskin V. Yu., Nedej T. N.** Residual stresses in joints on thin-sheet alloy AMg6 induced by arc and laser-arc welding 26
- Denisevich E. A.** Calculation procedure for evaluation of solidification parameters of brazed welds 32
- Ulshin V. A., Kharlamov M. Yu., Borisov Yu. S., Astakhov E. A.** Dynamics of motion and heating of powder in detonation spraying of coatings 37

INDUSTRIAL

- Lankin Yu. N., Moskalenko A. A., Tyukalov V. G., Kuran R. I., Popov S. V.** Electroslag welding of blast furnace casing 44
- Poznyakov V. D., Kasatkin S. B., Dovzhenko V. A.** Structure and cold resistance of welded joints in steel 09G2S after repair welding 46
- Klimpel A., Lisetzki A., Yanitzki D., Stano S.** Welding of aluminium alloy EN AW-1050A using high-power diode laser 53

BRIEF INFORMATION

- Kozulin S. M., Sushchuk-Slyusarenko I. I., Lychko I. I.** Effect of ESC parameters on quality of restored gear teeth 57
- News 61
- Review of foreign journals 62

NEWS

- Workshop at Kakhovka factory for welding equipment 66
- Our congratulations 67

INFORMATION 68

- Developed at PWI 11, 21, 31, 43, 52

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



ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОКОВКОЙ (Обзор)

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ**, чл.-кор. НАН Украины **В. И. КИРЬЯН**,
В. В. КНЫШ, канд. физ.-мат. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Г. И. ПРОКОПЕНКО, д-р техн. наук (Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

Обобщены результаты исследований эффективности применения высокочастотной механической проковки (ВМП) для повышения сопротивления усталости сварных соединений сталей различного класса прочности и алюминиевых сплавов. Установлены общие закономерности изменения сопротивления усталости сварных соединений в результате ВМП, определяемые механическими свойствами материала, уровнем концентрации рабочих напряжений, асимметрией цикла внешнего нагружения, величиной и знаком формируемых обработкой остаточных напряжений в зоне концентраторов. Разработана методика расчетного прогнозирования эффективности ВМП в зависимости от указанных выше факторов.

Ключевые слова: стали, алюминиевые сплавы, сварные соединения, концентрация напряжений, остаточные напряжения, сопротивление усталости, высокочастотная механическая проковка, ультразвуковая обработка

Высокочастотная механическая проковка (ВМП) является развитием технологий поверхностного пластического деформирования металла. К таким технологиям относят наклеп дробью, обкатку роликом, чеканку одно- и многобойковыми инструментами с пневматическим или электромеханическим приводом, пластическое обжатие, взрывную обработку и др. [1–5]. В основном они применяются для повышения сопротивления усталости деталей машин и сварных соединений конструкций различного назначения.

Впервые возможность использования ультразвуковой (УЗ) технологии для улучшения служебных свойств сварных конструкций обоснована в МВТУ им. Н. Э. Баумана в 1959 г. в работе [6], посвященной обработке сварных соединений ультразвуком с целью перераспределения остаточных напряжений. В последующем исследование по снижению остаточных напряжений в сварных соединениях УЗ обработкой получили развитие в работах [7–11] и в основном были направлены на обеспечение размерной стабильности элементов сварных конструкций при эксплуатации. Наряду с этим исследовано влияние УЗ колебаний на изменение внутренних напряжений в сталях, ударного воздействия инструмента на степень упругости металла, его износостойкость, формирование на поверхности остаточных напряжений [12–15]. В работе [16] изучен механизм УЗ ударной обработки. В отдельных работах предприняты попытки использования УЗ технологий для

повышения сопротивления усталости деталей машин [17, 18], коррозионно-усталостной прочности стали [19], а также наплавленных гребных валов [20].

УЗ технология представляет собой ударную обработку поверхности металла высокопрочными бойками, механические колебания которых возбуждаются УЗ генератором через излучатель (преобразователь электрических колебаний в механические). При этом в зависимости от решаемых технологических задач применяются стандартные или специально разработанные УЗ генераторы и инструменты на базе магнитострикционных или пьезокерамических излучателей с выходной мощностью 0,3...2,5 кВт [10, 21–24].

Поверхностное пластическое деформирование ударами, следующими с высокой частотой, может осуществляться по трем схемам (рис. 1). В первом случае (рис. 1, а) рабочий инструмент в виде закаленного шара, твердосплавного или алмазного наконечника жестко связан с торцом УЗ концентратора. Вся колебательная система поджимается к поверхности с силой $F_{ст} \approx 100...200$ Па и свободно скользит в направляющих. При обработке прочных материалов происходит отскок инструмента от поверхности детали, поэтому для эффективной обработки требуются значительные силы поджатия $F_{ст}$ и остаточная мощность УЗ излучателей. Во втором случае (рис. 1, б) рабочий инструмент не связан жестко с концентратором и удерживается в специальных оправках. Он называется промежуточным ударным элементом. В конце 1960-х — начале 1970-х годов такой способ обработки предложили ученые США, Украины и России. В данном случае весь излучатель также свободно скользит в направляющих и поджима-

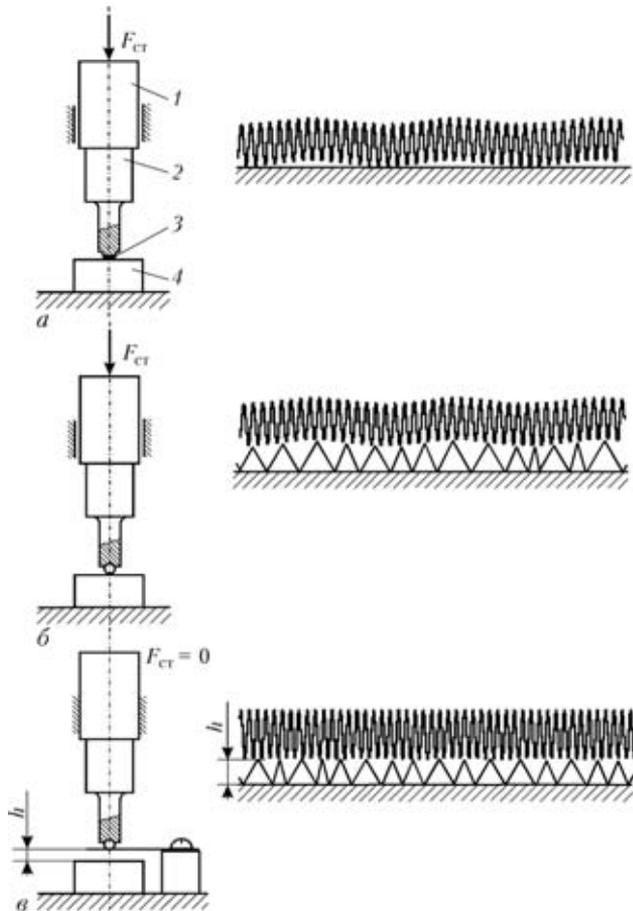


Рис. 1. Схемы реализации процесса ВМП [10]: а — жесткое закрепление деформирующего элемента (бок) с поджатием акустической системы усилием $F_{ст}$; б — то же, но при пассивном деформирующем элементе; в — с колебаниями деформирующего элемента в зазоре h ; 1 — излучатель; 2 — волновод; 3 — деформирующий элемент; 4 — обрабатываемая деталь

ется к поверхности детали с силой $F_{ст}$, однако она значительно меньше, чем в первом случае, и обычно составляет 30...50 Па. При этом возникают вынужденные колебания промежуточного элемента в определенном зазоре (~0,01 мм), который автоматически устанавливается при возбуждении УЗ колебаний. Из схемы видно, что наличие зазора является необходимым условием возникновения колебаний деформирующего элемента. Исследования показали, что при таком способе передачи УЗ энергии в обрабатываемое изделие происходит интенсивная пластическая деформация поверхности металлов. Известен также способ поверхностной обработки с помощью ультразвука (рис. 1, в). В данном случае излучатель жестко закреплен (например, в суппорте станка), между промежуточным элементом и поверхностью детали устанавливается фиксированный зазор $h \approx 0,01$ мм, а сам элемент поджимается к торцу УЗ волновода с небольшой силой порядка 10 Па. При включении УЗ колебаний элемент начинает колебаться в зазоре с определенной частотой. Из рис. 1 видно, что во втором и третьем случаях эта частота су-

щественно ниже частоты УЗ колебаний и составляет в среднем 1...3 кГц. При использовании многобойковых инструментов с количеством ударников 3...10 шт. и более суммарная частота ударов может быть выше этих значений из-за того, что ударники колеблются не в фазе и их колебания в зазоре носят стохастический характер. Тем не менее собственно УЗ обработкой может считаться лишь первый случай, когда инструмент колеблется с УЗ частотой. Во втором и третьем случаях ультразвук служит лишь приводом для вынужденных колебаний инструмента в определенном зазоре. Такой тип обработки называют УЗ ударной обработкой (УЗУО). В иностранной литературе используют термин УЗ пиннинг. Однако поскольку инструмент совершает колебания в зазоре с более низкой частотой, чем УЗ, более уместно использовать термин «высокочастотная механическая проковка» (ВМП).

Впервые исследования оценки возможности применения УЗ технологии для повышения сопротивления усталости сварных соединений были проведены в ИЭС им. Е. О. Патона в 1982 г. В сварных соединениях с помощью ВМП обрабатывали склонную к усталостным повреждениям зону перехода от шва к основному металлу по схеме, приведенной на рис. 1, б. В качестве бойка использовали шарик диаметром 16 мм. Его механические колебания создавали серийным магнитострикционным преобразователем ПМС-15А-18 и УЗ генератором УЗГ-10М. Частота УЗ колебаний составляла 27,5 кГц. Такой вид ВМП вызывал интенсивную пластическую деформацию металла на глубину до 0,3...1 мм в зависимости от вида материала и его механических свойств. Это приводило к обеспечению более плавного перехода от шва к основному металлу и, как следствие, снижению концентрации рабочих напряжений в соединении. Кроме того, в поверхностных слоях обработанного участка возникали сжимающие остаточные напряжения. В результате такой обработки циклическая долговечность стыковых соединений низкоуглеродистой стали увеличивалась в 18...20 раз.

По инициативе Б. Е. Патона в 1983 г. в ИЭС им. Е. О. Патона были начаты систематические исследования, связанные с разработкой технологичного в использовании способа повышения сопротивления усталости сварных соединений высокопрочной стали применительно к судостроительным корпусным конструкциям. Они выполнялись совместно с ЦНИИ «Прометей» (г. Санкт-Петербург, Россия) и Северным машиностроительным предприятием — СМП (г. Северодвинск, Россия). Исследования проводили на двух типах сварных соединений — стыковом и с поперечными угловыми швами. Для УЗУО сварных соединений на СМП использовали компактный ручной инстру-



Эффективность ВМП сварных соединений

№ п/п	Марка свариваемого металла	$\sigma_{\text{нр}}$, МПа	Толщина, мм	Тип соединения	Условия испытания		σ_R , МПа при $N = 2 \cdot 10^6$, цикл		$\Delta\sigma_R$, МПа/%	Источник информации, примечание
					вид нагружения	R_σ	исходное состояние	после обработки		
1	Ст.3сп	458	20	Стыковое	Растяжение	0	140	220	80/57	[3, 25–28, 43, 55]
2	Высокопрочная	>1000	20	» »	Изгиб	-1	180	300	120/66	[3, 25–28, 43, 55]
3		>1000	20	» »	» »	-1	140	260	120/86	[3, 25–28, 43, 55]
4		>1000	20	» »	Растяжение	0	110	140	30/27	То же, выпуклости швов превышали допуски стандартов
5		>1000	20	» »	Изгиб	0,6	135	175	40/30	[3, 25–28, 43, 55, 56], σ_R при $N = 5 \cdot 10^6$ цикл
6		>1000	30	С поперечным ребрами, приваренными угловыми швами	То же	-1	80	240	160/200	[3, 26–28, 43, 55, 56], σ_R при $N = 5 \cdot 10^6$ цикл
7		>1000	30	То же	» »	0	110	230	120/109	
8		>1000	30	» »	» »	0,6	80	105	25/31	
9		Аустенитная	—	80	» »	» »	0	110	205	95/86
10	—		80	С продольной планкой, приваренной угловыми швами	» »	0	100	190	90/90	[25, 35, 43], соединение с полным проваром
11	E690	823...876	9,5	Тавровое	» »	0,1	135	397	260/192	[33]
12		836	9,5	Стыковое	Растяжение	0,1	129	224	95/74	[34]
13	E460	589	10	Тавровое	Изгиб	0,1	168	290	122/73	[34]
14	Алюминиевый сплав 6061T6	290	8	Стыковое	Растяжение	0,1	71	86	15/21	[34]
15	Алюминиевый сплав AA5083	335	8	Нахлесточное с поперечными угловыми швами	» »	0,1	19,8	35,1	15,3/78	[53]
16		335	8	С продольными планками, приваренными угловыми швами	» »	0,1	35	68	33/95	[53]
17	WELDOX 420	573	20	С поперечными ребрами, приваренными угловыми швами	Изгиб	0,1	198	327	129/65	[47], диаметр деформирующего элемента 5 мм
18		573	20	То же	» »	0,1	198	341	143/72	[47], диаметр деформирующего элемента 3 мм
19	TMCP	$\sigma_T = 420$	20	» »	» »	0,1	178	351	173/97	[46]
20	Ст3сп	460	30	» »	Растяжение	0,0	113	167	54/49	Данные ИЭС



№ п/п	Марка свариваемого металла	$\sigma_{\text{тп}}$, МПа	Толщина, мм	Тип соединения	Условия испытания		σ_R , МПа при $N = 2 \cdot 10^6$		$\Delta\sigma_R$, МПа/%	Источник информации, примечание
					Вид нагружения	R_σ	В исходном состоянии	После обработки		
21	Ст3сп	460	30	С поперечными ребрами, приваренными угловыми швами	Растяжение	0,0	113	164	51/48	Данные ИЭС. Инструмент с пьезокерамическим преобразователем. Диаметр деформирующего элемента 3 мм
22		460	30	То же	» »	0,0	113	164	51/48	То же, диаметр деформирующего элемента 2 мм
23	09Г2СЮЧ	550	14	С продольными ребрами, приваренными угловыми швами	» »	0,0	96	156	60/62	Данные ИЭС
24	15ХСНД	520	14	То же	» »	0,0	86	180	94/110	» »
25	WELDOX 700	800	6	» »	» »	0,1	86	190	104/120	[54]
26	Q235B	435,5	8	Стыковое	» »	0,1	148,5	234	85,5/57	[52], инструмент с пьезокерамическим преобразователем
27		435,5	8	Крестообразное	Четырехточечный изгиб	0,25	142,5	234	91,5/64	
28		435,5	8	То же	То же	-0,5	165	282	117/71	

мент с магнитострикционным преобразователем и многоэлементным рабочим органом [21, 22]. Источником возбуждения колебаний служило УЗ тиристорное генераторное устройство УТГУ-1,2-27 с выходной мощностью до 1,2 кВт. При выполнении исследований изменяли следующие параметры ВМП: амплитуду колебаний УЗ излучателя; скорость перемещения инструмента; количество проходов инструмента; ширину обрабатываемой зоны. Установлена высокая эффективность ВМП сварных соединений высокопрочных конструкционных сталей при различных видах нагружения в широком диапазоне изменения коэффициента асимметрии цикла (таблица, № 2-8). При этом изменение ширины обрабатываемой зоны соединений не оказывало влияния на циклическую долговечность соединений. В качестве оптимальных режимов упрочнения ширина обрабатываемой зоны выбрана в пределах 4...7 мм, а скорость перемещения инструмента около 0,5 м/мин. Главными причинами, вызывающими повышение циклической долговечности и предела выносливости сварных соединений при ВМП, оказались следующие:

снятие растягивающих и создание в зонах концентраторов благоприятных остаточных напряжений сжатия;

уменьшение концентрации рабочих напряжений;

деформационное упрочнение поверхностного слоя металла.

Следует отметить, что работы Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины по созданию способа и технологии ВМП, а также оценке эффективности их применения для повышения сопротивления усталости сварных соединений выполнены совместно ЦНИИ «Прометей» и СМП [25–31].

Результаты этих исследований использованы в ЦНИИ «Прометей» при составлении технологических рекомендаций по применению ВМП для повышения сопротивления усталости сварных соединений корпусных корабельных конструкций.

Дальнейшие исследования ИЭС им. Е. О. Патона по расширению областей применения ВМП для повышения сопротивления усталости сварных конструкций проводил совместно с предприятиями и организациями Минтяжмаша, Минавиапрома, Минтрансстроя, Государственной администрации железнодорожного транспорта Украины и других ведомств. Ряд работ выполнен совместно с Северной научно-технологической компанией — СНТК (г. Северодвинск, Россия), ГИПРОНИИАВИАПРОМ (г. Москва, Россия), НКМЗ (г. Краматорск, Украина), Институтом сварки (Франция) и др. Результаты этих и других экспериментальных исследований эффективности применения ВМП для повышения сопротивления



усталости сварных соединений сталей различных классов прочности и алюминиевых сплавов приведены в таблице. Среди них выполненные Институтом сварки Франции в 1990–1991 гг. экспериментальные исследования на образцах с попережными угловыми швами (высокопрочная сталь), упрочненными с помощью ВМП в ИЭС им. Е. О. Патона. Результаты этой работы отражены в совместной публикации [32]. В дальнейшем аналогичные исследования продолжены Институтом сварки Франции на сварных соединениях низкоуглеродистой стали и алюминиевого сплава [33, 34]. Они показали, что эффективность ВМП сварных соединений снижается с уменьшением прочности стали (см. таблицу, № 11, 13).

В 1992–1993 гг. в ИЭС им. Е. О. Патона совместно с ГИПРОНИИАВИАПРОМ выполнены исследования обоснования целесообразности применения ВМП сварных узлов из аустенитных сталей при создании криогенной аэродинамической трубы. Установлено, что в сварных соединениях, подвергнутых ВМП, очагами зарождения усталостных трещин становятся незаваренные щели в корне угловых швов, а не как обычно зона перехода от металла шва к основному материалу. На основе полученных результатов исследований (см. таблицу, № 9, 10) даны рекомендации по конструктивному оформлению сварных узлов и применению ВМП в наиболее нагруженных элементах проектировавшейся криогенной аэродинамической трубы [35].

В 1987–1993 гг. в ИЭС им. Е. О. Патона совместно с НКМЗ (г. Краматорск) выполнены исследования сопротивления усталости сварных соединений при циклическом сжатии. Такой вид нагружения характерен для несущих элементов стрел экскаваторов-драглайнов. Показано, что перераспределение остаточных сварочных напряжений в зонах концентраторов в результате ВМП исключает образование усталостных трещин в сварных узлах, характерных для несущих элементов стрел [36, 37].

Обоснование применения ВМП для повышения сопротивления усталости сварных узлов из труб относится к 1991–2001 гг. При этом технологии ВМП выбирали с учетом особенностей напряженно-деформированного состояния в зоне примакивания раскоса к поясу элементов трубных конструкций. Установлено, что положительное влияние ВМП начинает сказываться в области долговечностей более 10^4 циклов и приводит к повышению предела выносливости в 2 раза. Положительное влияние ВМП трубчатых узлов проявляется как по критерию зарождения трещин, так и по критерию полного разрушения [38, 39]. В работе [40] обоснована целесообразность применения и установлена высокая эффективность ВМП для продления ресурса эксплуатируемых узловых

соединений решетчатых сварных конструкций из труб, работающих при переменном нагружении. При этом положительный эффект достигается независимо от степени накопленного усталостного повреждения конструкций на стадии ее эксплуатации до применения ВМП.

На основе результатов усталостных испытаний крупномасштабных сварных моделей узлов сплошностенчатых пролетных строений нового типа для железнодорожных мостов [41], полученных в ИЭС им. Е. О. Патона, и опытной проверки на Воронежском мостовом заводе и экспериментальном кольце ВНИИ железнодорожного транспорта ВМП рекомендована к применению в мостостроении. По решению Технического совета Госадминистрации железнодорожного транспорта Украины УкрПРОЕКТСТАЛЬКОНСТРУКЦИЯ включила этот вид обработки в проектную документацию опытных типовых сварных пролетных строений мостов для железных дорог Украины. С учетом конструктивных особенностей сварных узлов пролетных строений осуществлена необходимая корректировка технологических параметров ВМП.

В работе [26] установлено, что анизотропия пластических свойств, обусловленная локальным пластическим деформированием металла ВМП, не приводит к снижению вязкости разрушения сварных соединений, характеризующей критическим раскрытием вершины трещины при низких температурах. Это дало основание отнести ВМП к способам упрочнения, не представляющим опасности для несущей способности сварных конструкций, эксплуатируемых при пониженных климатических температурах. Более того, в условиях низких климатических температур (до -60°C), как показано в работе [42] при повторно-ударном нагружении, ВМП сварных соединений низколегированных сталей является наиболее эффективной мерой повышения их сопротивления усталости по сравнению с другими видами обработок (механическое снятие усиления шва, аргонодуговая, взрывная).

С 1994–1995 гг. результаты исследований по повышению сопротивления усталости сварных соединений под действием ВМП и созданию соответствующего технологического оборудования представляются на конгрессах Международного института сварки (МИС) [43, 44]. В 1997–1999 гг. в рамках кооперативной программы МИС «Испытание методов упрочняющих обработок сварных соединений» [45] отделом прочности сварных конструкций ИЭС им. Е. О. Патона по договорам с СНТК (г. Северодвинск) выполнены две работы, в которых показаны преимущества ВМП по сравнению с пневмопроковкой, дробеструйной обработкой и аргонодуговым оплавлением [46, 47]. Исследования проводили на сварных соединениях

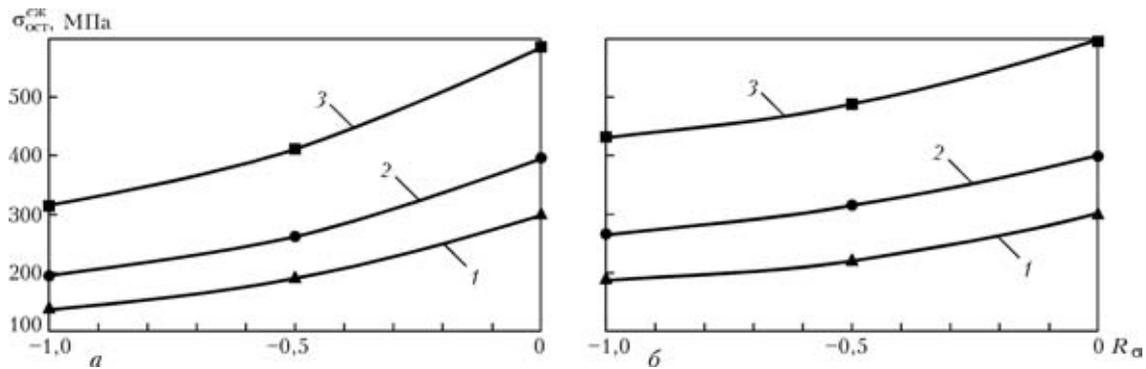


Рис. 2. Зависимость наведенных ВМП оптимальных остаточных напряжений сжатия $\sigma_{ост}^{сж}$ в зоне концентратора напряжений от коэффициента асимметрии цикла внешнего нагружения R_{σ} , при которых достигается максимальное повышение пределов выносливости: *a* — стыковое соединение; *б* — соединении с поперечными угловыми швами: 1–3 — соответственно низкоуглеродистая, низколегированная и высокопрочная стали

шведской низколегированной стали WELDOX 420. Для получения максимального эффекта технологические параметры ВМП корректировали (см. таблицу, № 17, 18).

Рассмотренные результаты исследований получены на сварных соединениях, ВМП которых выполняли с использованием оборудования на базе магнитоотрицательных преобразователей [21, 22, 30–32, 44]. Вместе с тем, длительное время в Украине выполняются такие работы, связанные с созданием технологического оборудования для ВМП металлов и сварных соединений с использованием пьезокерамических преобразователей [4, 23, 24, 48]. Применение пьезокерамических излучателей имеет ряд преимуществ, главные из которых: увеличение КПД установок, снижение их массы и энергопотребления, отсутствие водяного охлаждения. Такая установка создана в Киеве на предприятии «Ультрамет» с участием сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины [49–51]. Оптимальная мощность генераторов и излучателей на пьезокерамике находится в диапазоне 0,3...0,5 кВт. Установка опробована в ИЭС им. Е. О. Патона на сварных соединениях высокопрочной и низкоуглеродистой стали с поперечными угловыми швами. Для сопоставления однотипные образцы подвергали ВМП инструментами как с магнитоотрицательным, так и с пьезокерамическим преобразователями, причем оба типа инструмента имели головки с иглами-ударниками диаметром 3 мм. Отличительные особенности головок инструментов на пьезокерамических преобразователях защищены патентами [48–50] и авторскими свидетельствами СССР [23]. Технологические параметры (скорость перемещения инструмента, количество проходов, ширина обрабатываемой зоны, усилие прижатия инструмента, амплитуда УЗ колебаний торца волновода) обработки соединений принимали идентичными для обоих типов инструмента. Образцы из высокопрочной стали испытывали на трехточечный изгиб, а из низкоуглеродистой — при осевом нагру-

жении. Исследования показали, что при применении низкоуглеродистой стали использование инструмента с магнитоотрицательным и пьезокерамическим преобразователями по сравнению с исходным состоянием приводит практически к одинаковому повышению пределов выносливости сварного соединения (см. таблицу, № 20, 21). Вполне вероятно ожидать несколько высшую эффективность ВМП при обработке сварных соединений высокопрочной стали с помощью инструмента с магнитоотрицательным преобразователем. Здесь подтверждена также существенная зависимость эффекта ВМП от ее технологических параметров. Положительные результаты также получены в Китае при использовании оборудования с пьезокерамическими преобразователями для ВМП сварных соединений [52] (см. таблицу, № 26–28).

ВМП может применяться для повышения сопротивления усталости сварных соединений сталей различных классов прочности, в том числе и алюминиевых сплавов. Однако для соединений алюминиевых сплавов оптимальные параметры ВМП отличаются от параметров обработки сварных соединений сталей. Так, при оптимальных параметрах ВМП сварных соединений алюминиевых сплавов получено повышение пределов выносливости нахлесточных соединений с поперечными и продольными швами при $N = 2 \cdot 10^6$ циклов соответственно на 78 и 95 % (см. таблицу, № 15, 16) [53]. В то же время обработка сварных соединений алюминиевых сплавов по технологии, соответствующей однотипным сварным соединениям сталей, приводит к повышению предела выносливости на 21 % (см. таблицу, № 12, 14) [34].

В работе [53] установлено, что эффективность ВМП стыковых соединений алюминиевого сплава АМг-6 зависит от мощности УЗ генератора и преобразователя, диаметра применяемых игольчатых бойков и асимметрии цикла внешнего нагружения. Один из важных выводов этих исследований состоит в том, что применительно к сварным со-



единениям алюминиевых сплавов лучшие результаты дает использование УЗ установки с пьезо-керамическим преобразователем (потребляемая мощность 0,3 кВт) по сравнению с магнитострикционным.

Априори считают, что наибольший эффект ВМП достигается при формировании в зоне концентратора остаточных напряжений сжатия, равных или превышающих предел текучести стали σ_T . В ИЭС им. Е. О. Патона разработана методика расчетного определения эффективности способов повышения сопротивления усталости сварных соединений, позволяющая устанавливать оптимальное значение формируемых остаточных напряжений сжатия в зоне концентратора, при котором достигается максимальное повышение предела выносливости сварного соединения [3]. В данном случае учитываются механические свойства материала, концентрация рабочих напряжений, асимметрия цикла внешнего нагружения, величина формируемых обработкой остаточных напряжений сжатия в зоне концентратора. Анализ показал, что в большинстве случаев значение остаточных напряжений сжатия должно находиться в диапазоне $(0,5...0,7)\sigma_T$. На рис. 2 приведено изменение оптимальных значений остаточных напряжений сжатия для двух типов сварных соединений (стыкового и с поперечными угловыми швами) сталей трех классов прочности — низкоуглеродистой ($\sigma_T = 300$ МПа), низколегированной ($\sigma_T = 400$ МПа) и высокопрочной ($\sigma_T = 600$ МПа) в зависимости от коэффициента асимметрии цикла внешнего нагружения R_σ . Представленные данные свидетельствуют о существенном влиянии R_σ на оптимальное значение формируемых с помощью ВМП в зонах концентраторов остаточных напряжений сжатия, обеспечивающих максимально возможное повышение пределов выносливости и увеличение циклической долговечности сварных соединений. В области воздействия знакопеременных напряжений оптимальное значение формируемых обработкой остаточных напряжений сжатия значительно ниже σ_T соответствующей стали. И только при нулевом цикле ($R_\sigma = 0$) оно достигает предела текучести стали. Таким образом, оптимизация параметров ВМП позволяет получить максимальный эффект при существенном снижении ее трудоемкости.

В заключение следует отметить, что ВМП является производительным и экономичным способом повышения сопротивления усталости сварных соединений сталей различного класса прочности и алюминиевых сплавов. Эффективность ВМП сварных соединений увеличивается:

с повышением прочности исходного материала. В случае стыковых соединений низкоуглеродистой стали повышение предела выносливости

$\Delta\sigma_R$ составляет 57 (см. таблицу, № 1), а высокопрочной 74 % (таблица, № 12). На соединениях с поперечными угловыми швами повышение $\Delta\sigma_R$ составляет 65...72 (таблица, № 17, 18), а высокопрочной 109 % (таблица, № 7);

для сварных соединений с высокой исходной концентрацией рабочих напряжений, обусловливаемой формой шва. Если для стыкового соединения высокопрочной стали $\Delta\sigma_R = 66$ (таблица, № 2), то в случае соединения с поперечными угловыми швами $\Delta\sigma_R = 200$ % (таблица, № 6);

со снижением коэффициента асимметрии цикла внешнего нагружения R_σ . Изменение R_σ от +0,6 до -1,0 приводит к повышению $\Delta\sigma_R$ сварного соединения высокопрочной стали с поперечными угловыми швами от 31 до 200 % (таблица, № 6–8). Такая же закономерность сохраняется и на стыковых соединениях высокопрочной стали ($\Delta\sigma_R$ возрастает от 30 до 86 %, таблица, № 2, 3, 5).

Уровень повышения сопротивления усталости сварных соединений существенно зависит от параметров ВМП. Путем их подбора (в ИЭС им. Е. О. Патона разработана соответствующая методика) может быть достигнуто весьма существенное повышение предела выносливости $\Delta\sigma_R$.

ВМП сварных соединений с использованием оборудования на базе магнитострикционных и пьезокерамических преобразователей при идентичных технологических параметрах обработки приводит к практически одинаковому повышению сопротивления усталости сварных соединений сталей низкой и средней прочности. Преимущество магнитострикционных преобразователей может наблюдаться в случае высокопрочных сталей.

В результате пластического деформирования при ВМП локальное упрочнение металла в зоне перехода от шва к основному материалу не приводит к снижению вязкости разрушения сварного соединения в целом, устанавливаемой по показателю нелинейной механики разрушения (критическое раскрытие вершины трещины) при низких климатических температурах (до -60 °С). Это позволяет рекомендовать технологию ВМП для повышения сопротивления усталости сварных соединений металлоконструкций, эксплуатируемых при температурах до -60 °С.

Полученные результаты экспериментальных исследований эффективности применения ВМП для повышения сопротивления усталости сварных соединений сталей различных классов прочности и алюминиевых сплавов, опыт ее применения в судостроении, опытно-промышленные проверки в мостостроении применительно к вновь изготавливаемым и эксплуатируемым пролетным строениям и в других отраслях могут служить основанием для включения данного вида повер-



хностного наклепа в нормы проектирования и изготовления сварных конструкций.

1. Патон Б. Е. Современные направления повышения прочности и ресурса сварных конструкций // Автомат. сварка. — 2000. — № 9/10. — С. 3–9.
2. Труфяков В. И. Повышение сопротивления усталости сварных соединений и конструкций // Там же. — 1998. — № 11. — С. 11–19.
3. Trufiakov V. I., Mikheev P. P., Kudryavtsev Y. F. Fatigue strength of welded structures. Residual stresses and improvement treatments. — London: Harwood Acad. publ., 1995. — 100 p.
4. Дурье Г. Б., Штейнберг Я. И. Упрочняюще-отделочная обработка рабочих поверхностей деталей машин поверхностным пластическим деформированием. — М.: Машиностроение, 1971. — 232 с.
5. Кудряцев И. В., Науменков Н. Е. Усталость сварных конструкций. — М.: Машиностроение, 1976. — 270 с.
6. Мордвищева А. В. Обработка сварных соединений ультразвуком с целью снятия остаточных напряжений. Применение ультразвука в сварочной технике // Тр. МВТУ им. Н. Э. Баумана. — 1959. — Вып. 45. — С. 32–43.
7. Снижение остаточных сварочных напряжений УЗ обработкой / И. Г. Полоцкий, А. Я. Недосека, Г. И. Прокопенко и др. // Автомат. сварка. — 1974. — № 5. — С. 74–75.
8. Янченко Ю. А., Сагалевич В. М. Влияние УЗ обработки на снижение остаточных напряжений и деформаций сварных соединений из высокопрочных сталей // Вестн. машиностроения. — 1978. — № 1. — С. 60–63.
9. Холопов Ю. В. Обработка сварных соединений металлов ультразвуком с целью снятия остаточных напряжений // Свароч. пр-во. — 1973. — № 12. — С. 20–23.
10. Разработка и оптимизация оборудования и процесса УЗ ударной обработки сварных соединений с целью снижения остаточных напряжений / Г. И. Прокопенко, А. Я. Недосека, А. А. Грузд, Т. А. Красовский // Техн. диагностика и неразруш. контроль. — 1995. — № 3. — С. 14–22.
11. Кривко В. П., Прокопенко Г. И. Ультразвуковая обработка сварных соединений // Свароч. пр-во. — 1979. — № 5. — С. 32.
12. Погодина-Алексеева К. М., Кремлев Е. М. Влияние УЗ колебаний на снятие внутренних напряжений в некоторых сталях // Ультразвуковая техника. — 1967. — Вып. 4. — С. 28–33.
13. Нерубай М. С. Влияние УЗ колебаний инструмента на наклеп и остаточные напряжения поверхности // Вестн. машиностроения. — 1968. — № 10. — С. 65–67.
14. Остаточные напряжения при упрочнении сварных соединений стали ЮЗ ультразвуковым инструментом ударного действия / В. Г. Степанов, Е. Ш. Статников, М. И. Клестов и др. // Технология судостроения. — 1974. — № 7. — С. 32–34.
15. Муханов И. И., Голубев Ю. М. Упрочнение стальных деталей шариком, вибрирующим с УЗ частотой // Вестн. машиностроения. — 1966. — № 11. — С. 52–53.
16. Механизм УЗ ударной обработки сварных соединений / В. Г. Бадалян, В. Ф. Казанцев, Е. Ш. Статников, Е. М. Шевцов // Там же. — 1979. — № 8. — С. 56–58.
17. Марков А. И. Применение ультразвука при механической обработке и поверхностном упрочнении труднообрабатываемых материалов // Применение ультразвука в промышленности / Под ред. А. И. Маркова. — М.: Машиностроение; София: Техника, 1975. — С. 172–179.
18. Кулемин А. В., Кононов В. В., Стебельков И. А. Повышение усталостной прочности деталей путем УЗ поверхностной обработки // Пробл. прочности. — 1981. — № 1. — С. 70–74.
19. Коррозионно-усталостная прочность стали ЮЗ при упрочнении ультразвуковым инструментом / В. Г. Степанов, Е. Ш. Статников, М. И. Клестов и др. // Технология судостроения. — 1975. — № 1. — С. 70–74.
20. Повышение сопротивления усталости наплавленных валов УЗ обработкой / Т. Г. Кравцов, Н. Ф. Рыжов, Е. Ш. Статников и др. // Автомат. сварка. — 1981. — № 10. — С. 35–38.
21. А. с. 472782 СССР. Ультразвуковая головка для деформационного упрочнения и релаксационной обработки / Е. Ш. Статников, Л. В. Журавлев, А. Ф. Алексеев. — 1975. — Бюл. № 21.
22. Статников Е. Ш., Шевцов Е. М., Куликов В. Ф. Ультразвуковой ударный инструмент для упрочнения сварных швов и уменьшения остаточных напряжений // Новые физические методы интенсификации технологических процессов. — М.: Металлургия, 1977. — С. 27–29.
23. А. с. 1143 СССР. Ультразвуковой многобойковый инструмент / Г. И. Прокопенко, В. П. Кривко. — 1978. — Бюл. № 13.
24. Пат. 8366 Украина. Устройство для УЗ обработки / Т. А. Красовский, Г. И. Прокопенко, А. Ф. Твердохлеб. — Оpubл. 29.03.96, Бюл. № 1.
25. Повышение сопротивления усталости сварных соединений металлоконструкций ультразвуковой ударной обработкой / В. И. Труфяков, П. П. Михеев, Е. Ш. Статников и др. — Киев, 1989. — Информ. письмо / АН УССР. Ин-т электросварки им. Е. О. Патона; [4 с.]. (Сер. Сварн. конструкции).
26. Михеев П. П. Повышение сопротивления усталости сварных соединений конструкций ультразвуковой ударной обработкой // Пробл. сварки и спец. электрометаллургии: Сб. науч. тр. ИЭС им. Е. О. Патона. — Киев: Наук. думка, 1990. — С. 41–47.
27. Эффективность применения ультразвуковой обработки для повышения сопротивления усталости сварных соединений / П. П. Михеев, А. Я. Недосека, И. В. Пархоменко // Автомат. сварка. — 1984. — № 3. — С. 4–7.
28. Повышение сопротивления усталости сварных соединений УЗ ударной обработкой / П. П. Михеев, А. Я. Недосека, И. В. Пархоменко и др. // Ультразвуковые колебания и их влияние на механические характеристики конструкционных материалов / Под ред. В. А. Кузьменко. — Киев: Наук. думка, 1986. — С. 42–46.
29. А. с. 1420035 СССР. Способ обработки сварных металлоконструкций / Е. Ш. Статников, В. И. Труфяков, П. П. Михеев и др. — Заявл. 23.02.87; Оpubл. 30.08.88, Бюл. № 32.
30. Пат. 2031144 Россия. Способ ультразвуковой ударной обработки и операционный технологический комплекс для его осуществления / Б. Е. Патон, Л. М. Лобанов, Е. Ш. Статников и др. — Заявл. 11.05.90; Оpubл. 1995, Бюл. № 8.
31. Пат. 12741 Украина. Спосіб ультразвукової ударної обробки і операційний технологічний комплекс для його реалізації / Б. Є. Патон, Л. М. Лобанов, Е. Ш. Статников та ін. — Заявл. 11.05.90; Оpubл. 28.02.97, Бюл. № 1.
32. Пат. 105608 Франция. Procédé de ravail par chocs aux ultra-sons ensemble technologique operationnel pour le travail par cyocs aux ultra-sons / В. Е. Paton, L. M. Lobanov, E. Sh. Statnikov et al. — Заявл. 08.05.90; Оpubл. 22.11.91.
33. Le martelage par ultrasons des soudures en acier HLE / P. Castellucci, V. I. Trufiakov, P. P. Mikheev, E. Sh. Statnikov // Soudage et Technigues connexes. — 1991. — 45, 5/6. — P. 31–37.
34. Improvement of fatigue strength in welded joint (in HSS and in aluminium alloy) by ultrasonic hammer peening / I. I. Janosh, H. Koneczny, S. Debiez et al. — S. I. — [1995]. — 21 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII 1594–95).
35. Способы повышения сопротивления усталости сварных узлов аэродинамических труб / В. И. Труфяков, П. П. Михеев, А. З. Кузьменко и др. // Исследование характеристик сталей для криогенной аэродинамической трубы: Тр. ГИПРОНИИАВИАПРОМ. — 1993. — Вып. 33. — С. 68–84.
36. Повышение сопротивления усталости несущих элементов сварных конструкций при циклическом сжатии / А. Г. Буренко, Е. К. Добыкина, П. П. Михеев, Ю. Ф. Кудрявцев // Автомат. сварка. — 1993. — № 3. — С. 8–12.
37. Increasing the fatigue strength of welded joints in cyclic compression / Y. F. Kudryavtsev, V. I. Trufiakov, P. P. Mik-



- heev et al. — S. 1. — [1994]. — 5 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1569-94).
38. *Повышение сопротивления усталости сварных узлов из труб ультразвуковой ударной обработкой* / П. П. Михеев, Э. Ф. Гарф, А. З. Кузьменко и др. // Автомат. сварка. — 1992. — № 11/12. — С. 32–35.
 39. *Improvement of fatigue resistance of tubular welded connections by ultrasonic peening* / P. P. Mikheev, E. F. Garf, F. Z. Kuzmenko et al. // Intern. of Offshore and Polar Eng. — 1996. — 6. — P. 304–307.
 40. *Гарф Э. Ф., Литвиненко А. Е., Смирнов А. Х.* Оценка долговечности трубчатых узлов, подвергнутых ультразвуковой ударной обработке // Автомат. сварка. — 2001. — № 2. — С. 13–16.
 41. *Кудрявцев Ю. Ф., Коршун В. Ф., Кузьменко А. З.* Повышение циклической долговечности сварных соединений ультразвуковой ударной обработкой // Там же. — 1989. — № 7. — С. 24–28.
 42. *Дегтярев В. А., Шульгинов Б. С.* Оценка эффективности методов повышения сопротивления усталости сварных соединений при ударном нагружении в условиях низкой температуры // Пробл. прочности. — 2000. — № 6. — С. 115–123.
 43. *Ultrasonic impact treatment of welded joints* / V. I. Trufiakov, P. P. Mikheev, Y. F. Kudryavtsev, E. Sh. Statnikov. — S. 1. — [1995]. — 11 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1609-95).
 44. *Specification for welded toe improvement by ultrasonic impact treatment* / E. Sh. Statnikov, V. I. Trufiakov, P. P. Mikheev, Y. F. Kudryavtsev. — [1996]. — 10 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1617-96).
 45. *Haagensen P. I.* Collaborative test program on improvement methods. — S. 1. [1994]. — 21 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-WG2-30-94).
 46. *The efficiency of ultrasonic impact treatment for improving the fatigue strength of welded joints* / V. I. Trufiakov, E. Sh. Statnikov, P. P. Mikheev, A. Z. Kuzmenko. — [1998]. — 12 p. — (Intern. Inst. of Welding Doc. XIII-1745-98).
 47. *Comparison of ultrasonic impact treatment (UIT) and other fatigue life improvement methods* / E. Sh. Statnikov, V. O. Muktepavel, V. I. Trufiakov et al. — [2000]. — 30 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1817-00).
 48. *Пат. 13936* Украина. Ультразвуковая головка для поверхностного упрочнения металлических поверхностей / Г. И. Прокопенко, А. В. Козлов. — Оpubл. 25.04.97, Бюл. — № 2.
 49. *Пат. 47536* Украина. Пристрій для ультразвукової ударної обробки металів / Г. І. Прокопенко, Я. І. Клейман, О. В. Козлов та ін. — Оpubл. 15.07.2002, Бюл. № 7.
 50. *Pat. 6467321.2002 USA.* Device for ultrasonic peening of metals / G. Prokopenko, J. Kleiman, O. Kozlov et al.
 51. *Пат. 60390* Украина. Спосіб обробки зварних з'єднань металоконструкцій високочастотною проковкою / Л. М. Лобанов, П. П. Михеев, Г. І. Прокопенко та ін. — Оpubл. 15.10.2003, Бюл. № 10.
 52. *Lixing H., Dongpo W., Yujeng Zh., Junmei Ch.* Investigation on improving fatigue properties of welded joints by ultrasonic peening method. — [2000]. — 10 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1812-00).
 53. *Применение* высокочастотной механической проковки для повышения сопротивления усталости стыковых соединений алюминиевых сплавов / В. И. Труфяков, В. А. Шонин, В. С. Машин, Д. С. Романовский // Автомат. сварка. — 2001. — № 7. — С. 7–11.
 54. *Haagensen P. J., Statnikov E. Sh., Lopez-Martinez L.* Introductory fatigue tests on welded joints in high strength steel and aluminium improved by various methods including ultrasonic impact treatment (UIT). — [1998]. — 12 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1748-98).
 55. *Михеев П. П., Статников Е. Ш., Кузьменко А. З.* Повышение сопротивления усталости сварных соединений металлоконструкций ультразвуковой ударной обработкой // Тез. докл. Междунар. науч.-техн. конф. «Ультразвук в технологии машиностроения-91». — Архангельск, 1991. — С. 14–17.
 56. *Арановский Д. Е., Статников Е. Ш., Михеев П. П.* Исследование эффективности УЗ ударной обработки типовых сварных соединений // Там же. — С. 10–13.
- The results of studying the effectiveness of application of high-frequency mechanical peening (HFMP) to increase the fatigue resistance of welded joints on steels of different strength classes and aluminium alloys have been generalized. General regularities are established of variation of fatigue fracture resistance of welded joints as a result of HFMP, determined by the mechanical properties of the material, level of concentration of working stresses, asymmetry of external loading cycle, magnitude and sign of the residual stresses induced by treatment in the concentrator zone. A procedure is developed for calculation-based prediction of the effectiveness of HFMP, depending on the above factors.

Поступила в редакцию 15.07.2005

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ МИКРОПРОЦЕССОРНАЯ СИСТЕМА КОРРОЗИОННОГО МОНИТОРИНГА МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

Защита магистральных трубопроводов от коррозии является чрезвычайно актуальной проблемой. В комплексе мер по борьбе с коррозией трубопроводов важное место занимает диагностика коррозионного состояния трубопроводов. В лаборатории коррозии ИЭС им. Е. О. Патона разработана электрохимическая микропроцессорная система (ЭХМС) для коррозионного мониторинга трубопроводов. В состав ЭХМС входит измерительный блок ЭХМС-ИБ с системой GPS, прерыватели тока катодной защиты ПТКЗ-30, катушка провода (1000 м) со счетчиком метража, медно-сульфатные электроды сравнения, датчики скорости коррозии, устройство для углубления датчика скорости коррозии, ЗИП.

С помощью ЭХМС можно измерять электрохимические потенциалы (поляризационного, коррозионного, суммарного с омической составляющей, поперечного и продольного градиентов потенциалов по всей длине трубопровода), а также скорость коррозии металла трубопровода с внешней и внутренней поверхности трубы.

Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел.: (38044) 287 66 79; e-mail: reservoir@paton.kiev.ua



ОСНОВНЫЕ АСПЕКТЫ СВАРИВАЕМОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ ЧУГУНОВ

Ю. Я. ГРЕЦКИЙ, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассматривается роль химического состава, структуры и механических свойств в чугунных отливках с позиции сварки. Названы главные факторы, определяющие значительные затруднения в получении плотнопрочных и легкообрабатываемых сварных соединений при сварке чугунных изделий без высокого предварительного подогрева и последующей термической обработки. Отмечено влияние графитной фазы и продуктов окисления металлической основы на принципиальную способность чугуна образовывать сварное соединение. Анализируются условия кристаллизации и формирования структуры в зоне сплавления. Обобщаются результаты исследований влияния термического цикла дуговой сварки на структуру и свойства чугунов в металле ЗТВ. Описаны представления о природе околошовных трещин и принципы предотвращения отрывов и микротрещин в металле ЗТВ. Приведены исходные положения для выбора состава наплавленного металла и соответствующих электродных материалов, меры снижения склонности металла шва на основе никеля к образованию пор. Определяется комплекс требований к качеству дуговой сварки чугунов, обобщаются металлургические и технологические меры обеспечения сплошности, герметичности, прочности и обрабатываемости сварных соединений.

Ключевые слова: конструкционный чугун, химический состав, структура, механические свойства, свариваемость, дуговая сварка, сварное соединение, зона сплавления, зона термического влияния, металл шва, околошовные трещины, пористость, качество соединений, технология сварки

Чугуны относят к числу трудносвариваемых конструкционных материалов из-за высокой склонности сварных соединений к образованию различных дефектов, трудности получения плотных, равнопрочных основному металлу, а также, как легкообрабатываемых сварных соединений. Вместе с тем необходимость применения сварки чугунных отливок и деталей машин, постоянное повышение качества металла и соответственно ужесточение требований к сварным соединениям способствуют развитию работ в этом направлении [1–4].

Согласно стандарту ДСТУ 3761.1–98 [5] «материал считается свариваемым до установленной степени при данном способе и для данной цели, если при соответствующей процедуре сварки достигается сплошность металла, гарантирующая соответствие требованиям, предъявляемым к сварным соединениям как в отношении их собственных свойств, так и в отношении их влияния на конструкцию, составной частью которой они являются».

В связи с этим целью работы является обобщение сложившихся представлений о физико-металлургических особенностях образования соединений конструкционных чугунов и формирования их свойств, формулировка исходных положений по созданию и выбору рациональной технологии сварки. Склонность соединений чугунов к образованию разного рода дефектов в наибольшей сте-

пени проявляется в условиях дуговой сварки без подогрева или с невысоким местным подогревом, поэтому названные выше вопросы отнесены только к таким условиям.

Оценка состава, структуры и механических свойств конструкционных чугунов с позиций сварки. Чугун — это поликомпонентный высокоуглеродистый сплав железа, кристаллизующийся с образованием эвтектики, весьма чувствительный к условиям охлаждения и подверженный образованию неравновесных структур, которые резко повышают твердость, ухудшают обрабатываемость сварных соединений и снижают их технологическую прочность [6–9]. Состав чугунов промышленных марок в машиностроительном литье отличается не только высоким содержанием углерода (2,5...3,8 %), но и достаточно большой концентрацией кремния (1,2...3,8 %), фосфора (до 0,3 %), серы (до 0,15 %). В тонкостенном литье специального назначения содержание фосфора может достигать 0,5...0,7 % [10]. Характерной особенностью структуры конструкционных чугунов является наличие графитных включений и большой доли эвтектической составляющей, в том числе и фосфидно-цементитной эвтектики (рис. 1).

Особенность кристаллизации чугунов связана с существованием двух высокоуглеродистых фаз: графита (стабильная) и цементита (метастабильная фаза). Непосредственное выделение графита из жидкого раствора вероятно только при очень медленном остывании расплава — до 0,5 °C/с [6]. Ясно, что условия сварки не способствуют формированию аустенитно-графитной эвтектики. Эвтектоидное, как и эвтектическое, превращение в чугунах, по стабильной системе осуществляется при таких малых скоростях охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости аус-

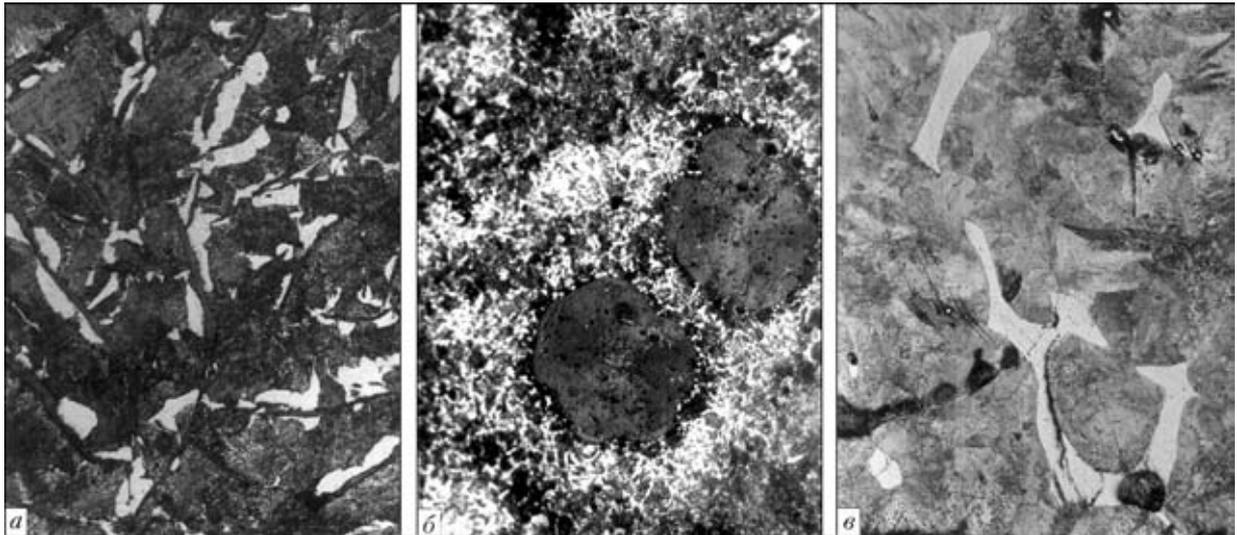


Рис. 1. Микроструктура чугунов в отливках (×250): *a* — серого перлитного с пластинчатым графитом; *б* — высокопрочного перлитного с шаровидным графитом; *в* — серого с фосфидно-цементитной эвтектикой

тенита, которые в реальных условиях сварки практически недостижимы.

С особенностью химического состава и наличием в структуре включений графита и фосфидно-цементитной эвтектики связана характерная зависимость механических свойств во всем диапазоне температур термического цикла сварки [11]. На ветви нагрева (начиная с 400 °С) предел прочности резко снижается и уже к 700...800 °С составляет лишь 15...20 % исходного значения (рис. 2). Изначально низкое относительное удлинение при температуре выше 900...950 °С практически становится нулевым. Следовательно, нижняя граница ТИХ (950 °С) существенно ниже равновесного солидуса чугуна (1130 °С) и практически совпадает с температурой плавления фосфидно-цементитной эвтектики (954 °С).

Рассматривая особенности чугуна как свариваемого материала, необходимо отметить его высокую газонасыщенность. Из простых газов в чугунах чаще встречаются водород, кислород и азот,

из сложных — различные их соединения CO , CO_2 , C_mH_n , нитриды [10]. В составе газовой фазы, выделяющейся из чугуна при его плавлении, наиболее высокое содержание водорода: 32 % H_2 , 15 % N_2 , 28 % CO , 14 % CO_2 и 11 % CH_4 [12]. В серых чугунах водород концентрируется главным образом в графитных включениях и его содержание возрастает с увеличением количества графита [13]. Остаточное содержание малодиффузионных форм водорода в доменных чугунах оценивается значением $30\text{ см}^3/100\text{ г}$ и более, в серых чугунах ваграночной плавки $0,7...30\text{ см}^3/100\text{ г}$, в ковких после отжига $0,6...12\text{ см}^3/100\text{ г}$ [10]. Концентрация кислорода в обычном сером чугуне не превышает 0,01 %, концентрация азота оценивается значением $0,001...0,015\%$ (в большинстве случаев до 0,008).

Принципиальная способность чугуна образовывать сварное соединение. С этой точки зрения прежде всего следует выделить влияние графитных включений [14, 15], представляющих со-

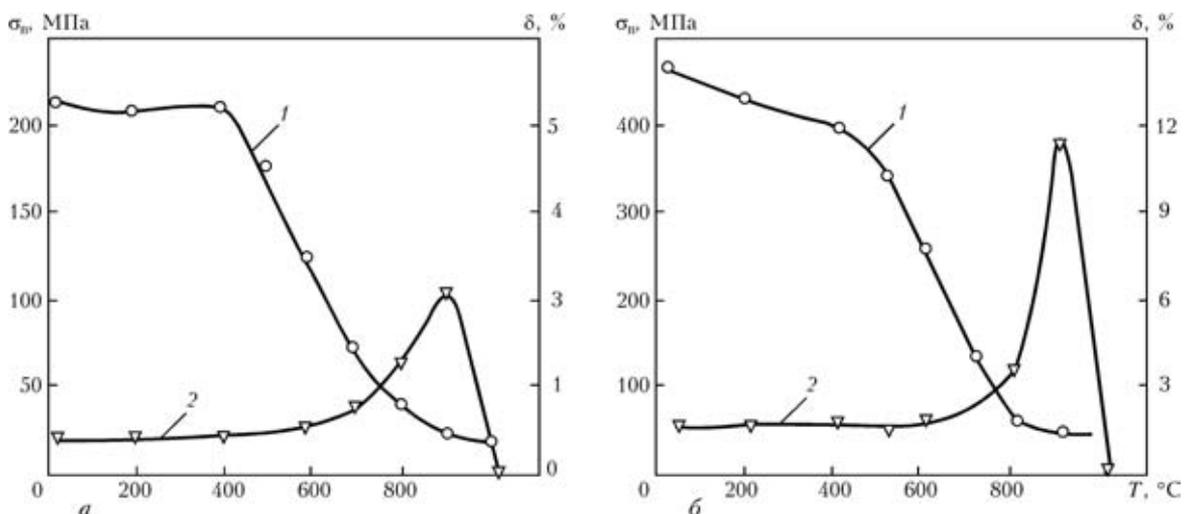


Рис. 2. Характер изменения предела прочности (1) и относительного удлинения (2) чугунов в диапазоне температур процесса формирования металла ЗТВ серого с пластинчатым графитом (*a*) и высокопрочного с шаровидным графитом (*б*)



бой, по сути, неплавящуюся составляющую структуры основного металла. В связи с очень высокой температурой полного разрушения решетки графита (свыше 4000 °С) и устойчивостью в расплаве его комплексов крупные включения затрудняют проплавление основного металла дугой, а затем ухудшают смачивание оплавленной поверхности металлом сварочной ванны. В своей совокупности графитные включения создают реальный барьер между металлической основой оплавленного чугуна и жидким металлом ванны. Важным условием качественного сплавления является интенсивное очищение оплавленной поверхности от графитных включений путем растворения их металлом ванны. Согласно теоретическим оценкам [16] на первоначальном этапе образования соединения чугуна во взаимодействии сварочной ванны с графитом у межфазной поверхности лимитирующим звеном является дисперсность графитных включений. За реальное время взаимодействия 1...2 с могут быть растворены все попадающие на межфазную поверхность тонкие графитные включения пластинчатой формы, свойственные перлитным чугунам.

Конструкционные чугуны имеют самую разнообразную структуру, отличаются размерами и характером распределения графита. Оценочные расчеты показывают [16], что для универсальности создаваемый или рекомендуемый готовый электродный материал должен обеспечивать значение предельной растворимости углерода сварочной ванны на уровне 3,5...4,5 %. В этом отношении предпочтительны электродные материалы на железоникелевой и никелевой основе [15].

Дополнительно к графиту отрицательное влияние на свариваемость оказывают продукты сквозного окисления чугуна в результате его длительной эксплуатации в условиях высоких температур, особенно с частыми теплосменами и с доступом водяного пара. Основная их составляющая — сложное кремнеземсодержащее соединение фаялит $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$, которое не растворяется сварочной ванной [17]. На основании анализа тройных оксидных систем и диаграмм их плавкости [18] можно объяснить, почему для улучшения сплавления эффективно присутствие шлака, в составе которого имеется оксид кальция. В результате взаимодействия такого шлака с продуктами газовой коррозии, покрывающими оплавленную поверхность чугуна, в присутствии оксидов железа образуется тройная система $\text{CaO}\text{--}\text{FeO}\text{--}\text{SiO}_2$, имеющая эвтектику с температурой затвердевания 1030 °С ниже солидуса чугуна. Такая мера способствует процессу очищения матрицы от тугоплавких включений фаялита. На этом основании рекомендовано и успешно проверено на практике [1, 17] применение электродных материалов с карбидно-флюоритной шлаковой защитой для дуго-

вой сварки чугунных изделий после их длительной высокотемпературной газовой коррозии.

Особенности условий кристаллизации и формирования структуры металла в зоне сплавления. Зона сплавления состоит из участка частичного расплавления основного металла и участка переменного состава со стороны металла шва [19]. Исходя из этого можем условно считать, что в момент образования собственно соединения зона сплавления находится между изотермами солидуса основного металла и металла шва. Соотношение температур солидуса металла сварочной ванны и свариваемого материала может существенно образом определять механизм формирования соединения на первоначальных этапах. Согласно сложившимся представлениям при квазистационарном процессе дуговой сварки от установившейся границы раздела твердый — жидкий металл начинается затвердевание металла ванны, что справедливо, если температуры кристаллизации основного металла и металла ванны практически одинаковы. Однако в случае существенного превышения солидуса металла ванны над ликвидусом свариваемого металла возможно затвердевание первых слоев сварного шва при существовании двухфазного участка околосшовной зоны [20, 21].

Такая ситуация весьма вероятна при сварке чугунов стальными и железоникелевыми швами из-за существенной разницы температур затвердевания (таблица). Справедливость этого утверждения применительно к чугунам доказывается в работе [22] с привлечением диаграммы состояния $\text{Fe}\text{--}\text{C}$. При сварке чугуна сталью в участке переменного состава резко снижается концентрация углерода и соответственно столь же резко повышается значение ликвидуса. В то же время интервал кристаллизации жидкости расширяется, так как значение температуры затвердевания эвтектики остается неизменным. В силу этого создаются условия для концентрационного переохлаждения жидкости в зоне переменного состава на некотором удалении от границы раздела основной металл–ванна. Здесь вероятно появление твердой фазы с одновременным возникновением прилегающих к ней со стороны основного металла микроучастков зоны сплавления, в которых затвердевание завершится с некоторым запаздыванием. Это отрицательно скажется на технологической прочности основного металла на участке частичного расплавления прежде всего по причине низкой его сопротивляемости нарастающим напряжениям в формирующемся соединении.

При использовании высоконикелевых электродных материалов ситуация в зоне сплавления существенно меняется. Никель — сильный графитизирующий элемент, повышающий температуру стабильного эвтектического превращения в



Значения равновесного солидуса и ликвидуса конструкционных чугунов и металла однопроходного шва на железной и железоникелевой основе [22]

Материал	Среднее содержание, мас. %					Температура, °С	
	Fe	C	Si	Ni	Прочие	солидус	ликвидус
Чугуны:							
СЧ 20	Основа	3,2	1,7	0,12	0,11 Cr	1125	1185
ВЧ 45-5	» »	3,1	1,8	0,40	0,07 Mg	1095	1170
Металл шва, сваренный электродом:							
УОНИИ-13/45	» »	1,2	0,7	—	—	1365	1480
ЦЧ-4	» »	1,0	0,6	—	8 V	1345	1435
ОЗЖН-1	60	0,8	—	35	—	1240	1350
Castolin 2240	20	1,2	0,5	осн.	—	1230	1295

чугунах и одновременно снижающий температуру метастабильного превращения. В присутствии никеля уменьшается концентрация углерода в эвтектике вплоть до 2,2 % в системе Ni–C. Коэффициент диффузии никеля в чугунах весьма высок и составляет $8,7 \cdot 10^{-5}$ см²/с [23], по диффузионной подвижности в железоуглеродистых сплавах он почти идентичен углероду. Поэтому никель достаточно глубоко проникает в зону диффузионного перемешивания и тем глубже, чем выше градиент его концентрации. Обеспечивая состав металла шва на основе никеля, можно достичь высокую степень графитизации металла в зоне сплавления (рис. 3) и избежать образования участков замедленного затвердевания в околошовной зоне.

Формирование структуры в металле ЗТВ.

Исходя из общепринятого определения, следовало бы считать, что ЗТВ чугунов образуется в результате нагрева основного металла вплоть до температуры плавления графитной или аустенитно-цементитной эвтектики (1130...1140 °С). В таком случае чугун в металле ЗТВ оставался бы только в твердом состоянии. Однако из-за наличия графитных включений и рассеянных в металле микроучастков фосфидно-цементитной эвтектики в металле ЗТВ (на некотором удалении от видимой границы сплавления) фиксируются не только продукты анизотермического распада аустенита матрицы, но и закристаллизовавшиеся с отбелом микроучастки металла вокруг графитных включений, где происходило контактное плавление матрицы (рис. 4). Обнаруживаются также продукты процесса расплавления-кристаллизации включений фосфидно-цементитной эвтектики и сегрегации фосфора на границах зерен вокруг этих включений. Фактически участок частичного расплавления металла ЗТВ очерчивается изотермой 950 °С, соответствующей температуре плавления фосфидно-цементитной эвтектики.

В ИЭС им. Е. О. Патона изучены особенности анизотермического распада аустенита матрицы чугунов с пластинчатым и шаровидным графитом

[24–27]. Имитировались условия нагрева и охлаждения образцов по термическому циклу однопроходной сварки тонких пластин без подогрева с помощью быстродействующего dilatометра конструкции ИЭС им. Е. О. Патона. Анализ построенных термокинетических диаграмм (рис. 5) показал, что в диапазоне реальных скоростей охлаждения 2...50 °С/с при $T < A_{c3}$ распад аустенита в чугуне происходит в перлитной и мартенситной областях. Применительно к условиям сварки критические скорости охлаждения в интервале наименьшей устойчивости аустенита имеют очень малые значения — для серых чугунов 9...10, для высокопрочных 2...3 °С/с. Оценивая эти данные применительно к условиям сварки, можно констатировать, что формирование мартенсита в металле ЗТВ неизбежно. Мартенситное превращение начинается при относительно низких температурах (190...220 °С) и не заканчивается с охлаждением до комнатной температуры. С повышением скоростей нагрева и охлаждения уменьшается

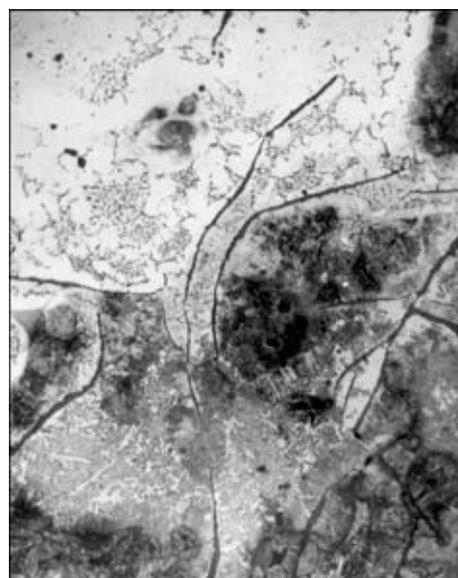


Рис. 3. Микроструктура металла зоны сплавления без ледебурита в сварном соединении, выполненном высоконикелевым электродом без подогрева и последующей термообработки, X250

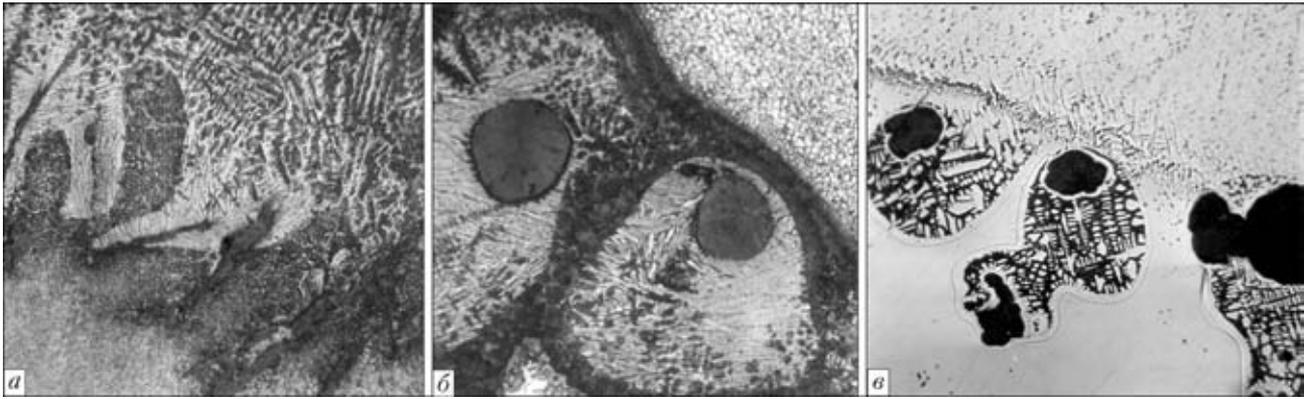


Рис. 4. Типичная микроструктура ($\times 250$) чугуна в ЗТВ с продуктами кристаллизации жидкой фазы после контактного плавления матрицы серого перлитного с пластинчатым (а), высокопрочного перлитного с шаровидным графитом (б) и высоколегированного аустенитного с графитными включениями компактной формы (в)

полнота структурных изменений в металле ЗТВ, возрастает количество остаточного аустенита и снижается доля структурных составляющих, возникающих в результате контактного плавления матрицы у графитных включений [27]. В этом смысле увеличение жесткости термических циклов сварки следует рассматривать как положительный фактор. Основными технологическими приемами для выполнения этого условия являются концентрация энергии источника нагрева и снижение погонной энергии сварки за счет всех ее составляющих: тока сварки, напряжения дуги, коэффициента полезного действия и скорости сварки. Благодаря такому комплексу мер достигается также высокий градиент температур в околошовной зоне, что необходимо для уменьшения ширины ЗТВ.

Природа и принципы предотвращения околошовных трещин. Следует различать трещины

в металле зоны сплавления и ЗТВ. Первые, как правило, являются продольными и приводят к отрывам (рис. б). Вторые представляют собой микродефекты, имеющие разнообразную ориентацию. Отрывы обнаруживаются сразу после сварки в период выравнивания температуры в соединении. Их образование происходит без звукового эффекта. Металлографические исследования соединений с дефектами свидетельствуют, что макро- и микротрещины в зоне сплавления проходят по участкам с эвтектикой. Из рассмотрения особенностей образования соединений чугунов при более высоком значении температуры кристаллизации металла сварочной ванны следует, что в зоне сплавления в этих условиях полное затвердевание металла может завершаться в последнюю очередь [22]. Изучение температурной зависимости характеристик прочности и пластичности конструкционных чугунов показало, что нижняя гра-

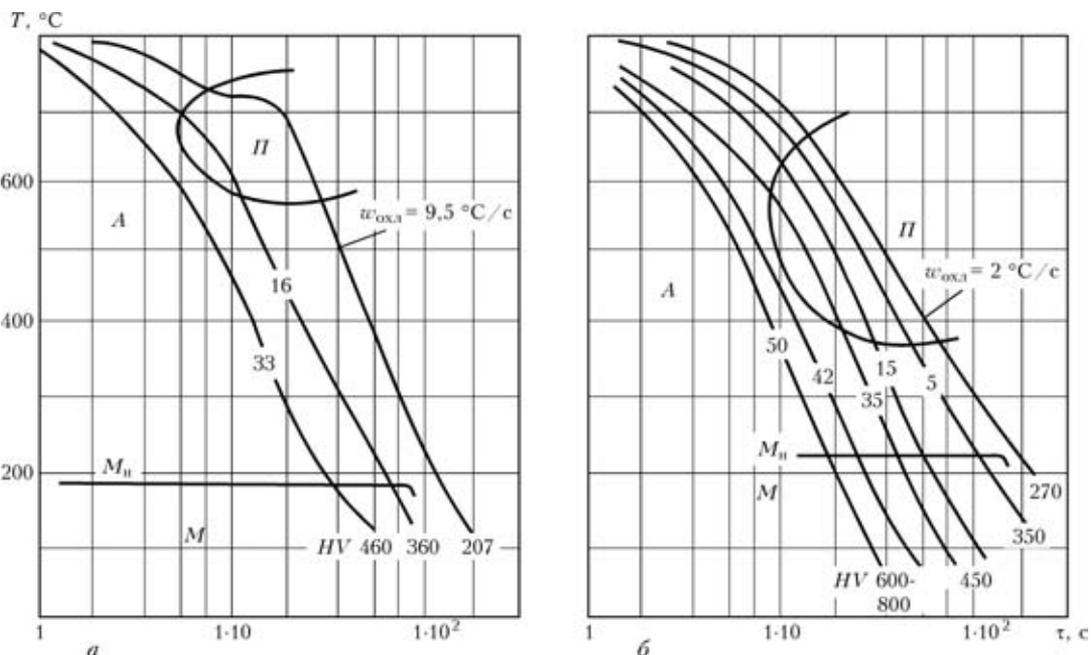


Рис. 5. Термокинетические диаграммы превращения аустенита матрицы перлитных чугунов с пластинчатым (а) и шаровидным (б) графитом после нагрева до температуры 1100 °С



ница ТИХ находится в районе 950 °С [27], что на 300...400 °С меньше солидуса металла сварочной ванны на железной и железоникелевой основе.

Указанные факты позволяют отнести трещины в зоне сплавления к горячим. Экспериментальные данные о структуре, свойствах и характере разрушения позволили сформулировать представление о природе трещин этого типа [28]. Зона сплавления в период формирования сварного соединения оказывается участком с самой низкой прочностью. Нарастающие напряжения могут быстро исчерпать слабую деформационную способность металла зоны сплавления, который находится в ТИХ. Зарождение трещин облегчается наличием последних порций жидкой фазы. Из-за относительно малого значения нижней границы ТИХ чугуна разрушение может развиваться и при подсолидусных температурах. Такая ситуация наиболее вероятна при высоких значениях погонной энергии, когда в деформационный процесс вовлекаются значительные площади околошовного металла.

Следовательно, для предотвращения отрывов шва необходимо обеспечить, по крайней мере, одновременность двух процессов — выхода металла зоны сплавления в определенном сечении из состояния с очень низкими его прочностными характеристиками и завершения кристаллизации металла шва в этом же сечении. Серия экспериментов с технологической пробой Лихайского университета дала представление об области оптимальных значений погонной энергии сварки (0,5...0,8 МДж/м) [28, 29]. При сварке наиболее подверженных отрывам тонкостенных чугунных деталей (4...6 мм) это условие удовлетворяется лишь при механизированной сварке проволокой малого диаметра (до 1,2 мм) в узкую разделку.

Таким образом, подходами, на которых должны базироваться работы по созданию эффективных технологических процессов, являются повышение температуры кристаллизации эвтектики в зоне переменного состава (за счет диффузионного проникновения никеля и снижения солидуса металла сварочной ванны).

Склонность чугунов к образованию трещин в металле ЗТВ зависит от исходной структуры матрицы, формы графитной фазы и строения эвтектики. Это исключает возможность описания природы трещин в металле ЗТВ по единому механизму, относя их, например, к горячим или холодным. Очагами разрушения являются границы зерен между вершинами близкорасположенных пластин графита и в местах скопления графитных глобулей, эвтектические розетки, участки с междендритным графитом, включения фосфидно-цементитной эвтектики (рис. 7). Из-за неоднородности структуры механизмы образования трещин отличаются на различных микроучастках. Вместе

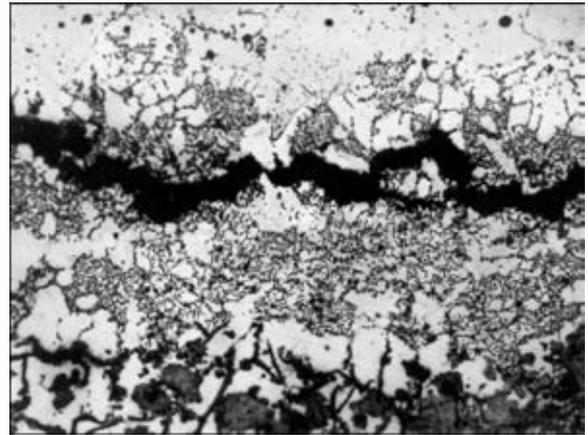


Рис. 6. Фрагмент микроструктуры зоны сплавления сварного соединения серого чугуна с продольной трещиной (отрывом), $\times 150$

с тем главный из них, связанный с особенностями состава и структуры чугуна данного типа, определяет процесс зарождения и развития локального разрушения.

В серых чугунах пластинчатые включения выполняют роль концентраторов напряжений. Если около их вершин исчерпывается деформационная способность металлической основы, в пограничных микроучастках начинается образование трещины. Шаровидный графит не оказывает столь сильного ослабляющего действия, поэтому главный механизм разрушения высокопрочных чугунов иной. К описанию природы трещин в металле ЗТВ в общем применимы сложившиеся воззрения на процесс замедленного разрушения закаливаемых сталей, только в чугунах с шаровидным графитом разрушение наступает значительно раньше. Оно может случиться еще в период выравнивания температуры в сварном соединении. Аустенитным чугунам также присуще межкристаллитное разрушение, природа которого связана в основном с сегрегацией вредных примесей.

Чем позже начинает деформироваться металл в ЗТВ при остывании сварного соединения, тем меньше вероятность образования очагов разрушения и развития трещин. Снижение температуры плавления металла шва — эффективная мера уменьшения как темпа нарастания напряжений, так и их уровня. В этом отношении очевидно преимущество аустенитного высоконикелевого металла шва по сравнению с ферритным.

Исходные положения по выбору основы состава металла шва. Исходя из приведенных выше принципов управления структурой и свойствами металла околошовной зоны и мер предотвращения в нем трещин, радикальное решение проблемы получения высококачественных соединений при дуговой сварке без общего высокого предварительного нагрева изделий должно базироваться на создании и применении электродных материалов на основе никеля. Содержание никеля в одно-

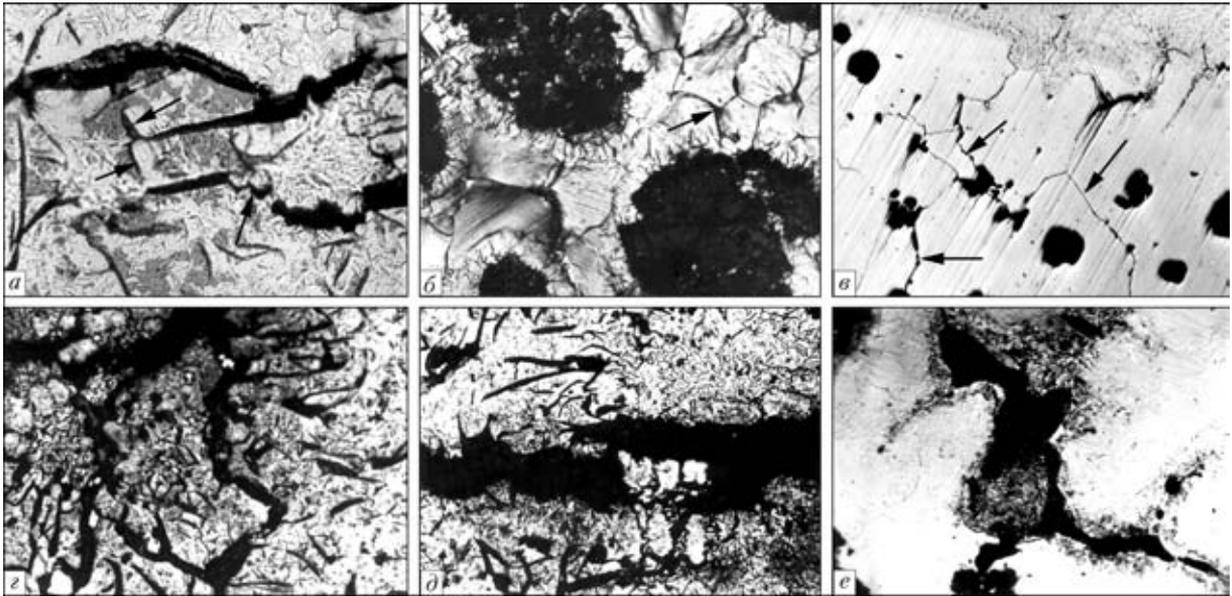


Рис. 7. Микроструктура соединений ($\times 150$) чугунов в металле ЗТВ с очагами разрушения *a–в* — границы зерен между графитными включениями соответственно в серых, высокопрочных и аустенитных чугунах (показано стрелками); *г* — эвтектические розетки; *д* — междендритный графит; *е* — фосфидно-цементитная эвтектика

роходных швах на тонкостенных изделиях или в многослойных швах при сварке массивных отливок должно быть не ниже 50 % [30]. При этом для снижения температуры плавления сварочных материалов целесообразно дополнительное их легирование марганцем и медью.

Без специального модифицирования графитная фаза в швах на никелево-железной основе сосредотачивается на границах зерен в виде тонких прослоек, снижая пластичность металла шва. Эффективное модифицирование обеспечивается введением редкоземельных элементов. Остаточное содержание РЗМ 0,05...0,12 % является оптимальным — обеспечивается равномерное распределение графитных включений, которые при этом имеют вид только точечных и шаровидных [31]. Металл шва с такой формой графита не подвержен образованию горячих трещин.

Выбор электродных материалов на никелевой основе зависит от уровня прочности свариваемого чугуна. Для изделий из сравнительно низкопрочных серых чугунов, особенно тонкостенных, более пригодны никелевые электроды и проволоки (до 98 % Ni). При их использовании металл шва достаточно прочен ($\sigma_b = 250...300$ МПа) при хороших показателях его пластичности ($\delta = 25...30$ %) и твердости (*HV* 160...180) и легко проковывается. Для чугунов повышенной и высокой прочности ($\sigma_b \leq 500$ МПа) и их сочетаний со сталью в большей степени подходят электродные материалы на никелево-железной основе (50...70 % Ni). В этом случае обеспечивается прочность металла шва на уровне 350...500 МПа при приемлемых значениях относительного удлинения (15...20 %) и твердости (до *HV* 210 МПа). Такой металл поддается про-

ковке, необходимой для снижения уровня остаточных напряжений.

Предотвращение пористости в высоконикелевых швах и зоне сплавления. Высокая газонасыщенность чугунов, скачкообразное уменьшение растворимости водорода и других простых газов при затвердевании металла, протекание металлургических реакций с обильным выделением оксидов углерода и паров воды, малая продолжительность существования сварочной ванны — факторы, способствующие нарушению плотности металла шва и зоны сплавления сварных соединений чугунов. Подробно их роль рассматривается в работе [32].

Известна высокая склонность швов на никелевой основе к образованию пор [33, 34]. Для их предотвращения при сварке чугуна необходимо ослабление вредного влияния реакции восстановления оксида никеля водородом с образованием H_2O в период кристаллизации сварочной ванны. Полезное металлургическое воздействие на расплавленный металл обеспечивается при введении в сварочную ванну сильных раскислителей (рис. 8) — алюминия, титана и особенно РЗМ, которые во всем диапазоне температур сварочного процесса имеют большее сродство к кислороду, чем остальные компоненты расплава [35, 36]. К тому же в этих условиях оксиды названных элементов не являются газообразными соединениями. Введение в электродную проволоку на никелевой основе в определенных количествах РЗМ позволяет даже отказаться от защитного газа, выполняя сварку открытой дугой швов на тонкостенных чугунных деталях за один проход или в несколько проходов на массивных отливках при узкой разделке кромок [37].

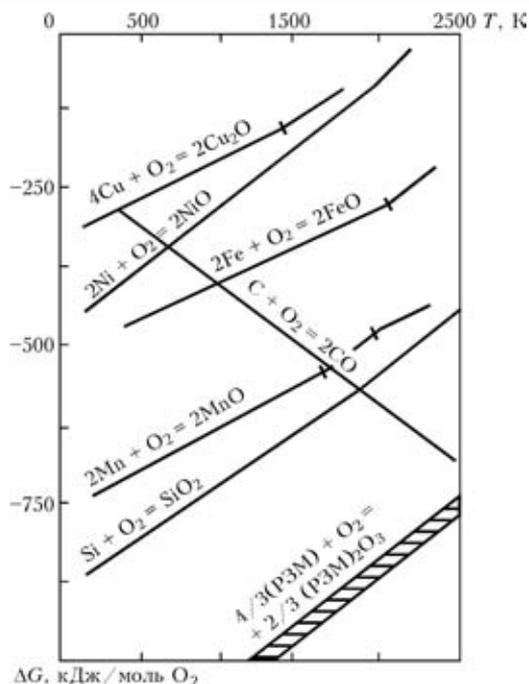


Рис. 8. Изменение энергии Гиббса с температурой для основных элементов состава сварочной ванны при сварке чугуна электродными материалами на основе никеля

Комплекс мер обеспечения качества соединений при дуговой сварке без предварительного подогрева и последующей термической обработки. Высокое качество сварных соединений конструкционных чугунов возможно при выполнении следующих условий:

предел прочности соединений при испытании на растяжение должен быть не ниже 80% задан-

ного минимального предела прочности свариваемого чугуна [38];

соединения, выполненные с жестким закреплением элементов или непосредственно на корпусной детали, должны быть непроницаемыми при их испытании керосиновой пробой или гидравлическим давлением соответственно назначению изделия;

обработка соединений режущим инструментом не должна вызывать существенных затруднений.

При дуговой сварке без высокого предварительного подогрева изделия и последующей термической обработки названный комплекс условий достижим только путем использования высоконикелевых электродных материалов, осуществляя сварку на предельно низких режимах и не допуская даже локальных разрушений в зоне сплавления. Решая в основном металлургические вопросы, способ ручной сварки высоконикелевыми штучными электродами исчерпал свои возможности для снижения тепловложения и уменьшения объемов металла шва. Что касается нежелательного высокого уровня погонной энергии сварки (3,2...3,8 МДж/м), то этот недостаток частично компенсируют путем особой техники выполнения протяженных швов, которую можно отождествить с осуществлением множества коротких прихваток с немедленной последующей их проковкой. В отношении радикального (в 4...5 раз) снижения погонной энергии очевидны преимущества механизированной сварки тонкой проволокой.

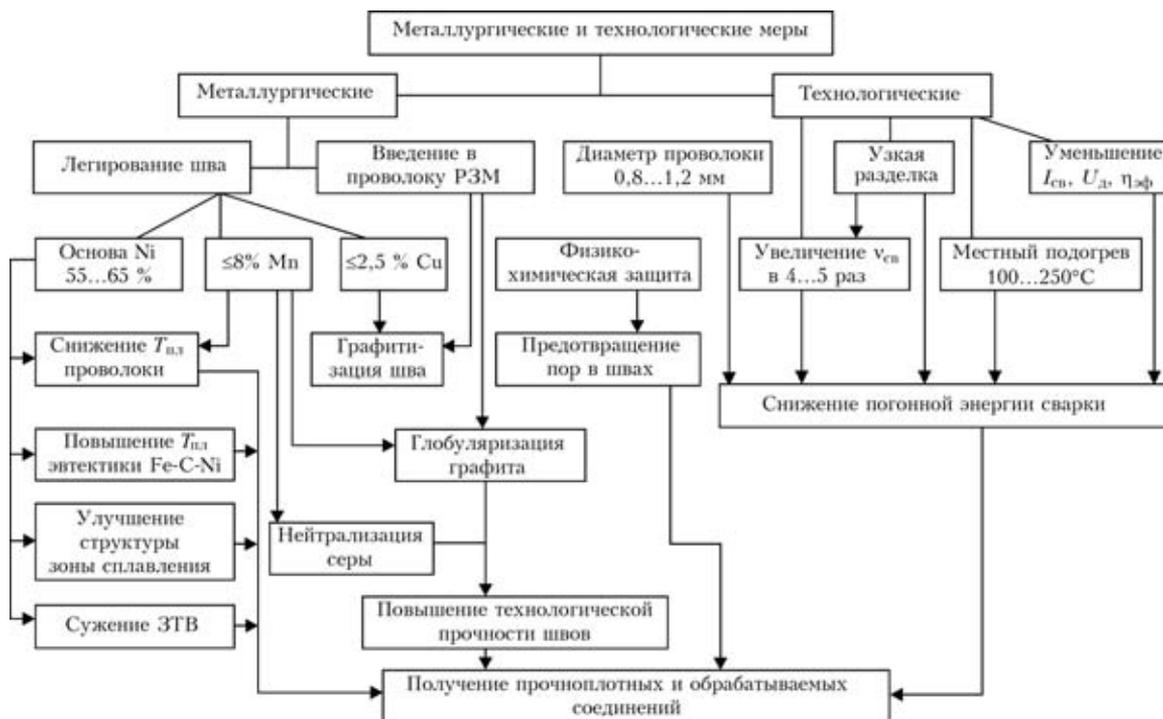


Рис. 9. Меры повышения качества и производительности дуговой сварки чугунных изделий без высокого предварительного подогрева и последующей термообработки по сравнению с ручной сваркой покрытыми электродами на основе цветных металлов



Обобщая изложенные выше основные положения, вытекающие из них практические рекомендации и накопленный опыт [38–40], комплекс мер обеспечения указанного выше сложного уровня требований к качеству соединений можно представить схемой, приведенной на рис. 9. Металлургические меры обеспечиваются в основном путем выбора состава электродного материала, технологические — выбором оптимальных параметров режима сварки и специальной подготовки к сварке мест повреждения. В настоящее время способом дуговой сварки без подогрева или с невысоким (до 200 °С) местным подогревом, во многом отвечающим позициям приведенной схемы, является механизированная сварка высоконикелевой тонкой проволокой в защитном газе или открытой дугой. Для этой цели Институт электросварки им. Е. О. Патона разработал проволоку марки ПАНЧ-11 ТУ 48-21-593-77 сплошного сечения из никелевого сплава специального состава [41, 42]. Соотношение содержания никеля и легирующих добавок обеспечивает пониженную температуру плавления электродной проволоки, высокую стойкость швов против горячих трещин и достаточную степень графитизации наплавленного металла. Введение в состав сплава оптимального количества РЗМ гарантирует высокую устойчивость горения дуги и позволяет выполнять сварку без использования защитного газа. Широкое внедрение в промышленность способа механизированной сварки чугуна открытой дугой, без подогрева и без последующей термической обработки позволило радикально решить проблему качественного массового ремонта корпусных чугунных деталей машин и механизмов во всех республиках бывшего Советского Союза [37, 43–45].

1. *Стеренбоген Ю. А., Хорунов В. Ф., Грецкий Ю. Я.* Сварка и наплавка чугуна. — Киев: Наук. думка, 1966. — 215 с.
2. *Иванов Б. Г., Журавецкий Ю. И., Левченко В. И.* Сварка и резка чугуна. — М.: Машиностроение, 1977. — 208 с.
3. *Cottrell C. L. M.* Welding cast irons. — Abington, Cambridge, The Welding Inst., 1985. — 22 p.
4. *American Welding Society:* welding of cast iron / A selection of papers. — Miami, Florida: AWS, 1985. — 358 p.
5. *ДСТУ 3761.-98.* Зварювання та споріднені процеси. — Ч. 1. Зварність. Визначення. — К.: Держстандарт України, 1999. — С. 5–10.
6. *Богачев И. Н.* Металлография чугуна. — Свердловск: Metallurgizdat, 1962. — 392 с.
7. *Гиршович Н. Г.* Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. — М.; Л.: Машиностроение, 1966. — 562 с.
8. *Бунин К. П., Малиночка Я.Н., Таран Ю. Н.* Основы металлографии чугуна. — М.: Металлургия, 1969. — 416 с.
9. *Металлография* сварных соединений чугуна / В. Ф. Грабин, Ю. Я. Грецкий, Г. М. Крошина и др. — Киев: Наук. думка, 1987. — 192 с.
10. *Справочник по чугунному литью* / Под ред. Н. Г. Гиршовича. — Л.: Машиностроение, 1978. — 758 с.
11. *Грецкий Ю. Я., Крошина Г. М., Шекера В. М.* Механические свойства околошовной зоны после сварки конструктивных чугунов // Автомат. сварка. — 1980. — № 1. — С. 71–72.
12. *Елистратов П. С.* Сварочные свойства чугуна. — М.: Машгиз, 1959. — 148 с.
13. *Леви Л. И., Александрова А. Н.* Склонность чугунов к поглощению и выделению водорода // Основы образования литейных сплавов: Тр. XIV совещ. по теории литейных процессов. — М.: Наука, 1970. — С. 213–216.
14. *Грецкий Ю. Я.* Образование соединения при дуговой сварке конструктивных чугунов. Сообщ. I. Роль графитной фазы основного металла // Автомат. сварка. — 1980. — № 6. — С. 1–4.
15. *Грецкий Ю. Я.* Образование соединения при дуговой сварке конструктивных чугунов. Сообщ. II. Условия качественного сплавления // Там же. — 1980. — № 8. — С. 27–29.
16. *Грецкий Ю. Я., Демченко В. Ф.* Взаимодействие металла сварочной ванны с графитом у границы сплавления при дуговой сварке чугунов // Там же. — 1986. — № 5. — С. 30–32.
17. *Грецкий Ю. Я., Стеренбоген Ю. А.* Свариваемость чугуна после высокотемпературной газовой коррозии // Там же. — 1967. — № 9. — С. 35–38.
18. *Вольский А. Н., Сергиевская Е. М.* Теория металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1968. — 344 с.
19. *Петров Г. Л.* Сварочные материалы. — Л.: Машиностроение, 1972. — 280 с.
20. *Никитин В. М.* Особенности кристаллизации металла шва при сварке плавлением разнородных материалов // Свароч. пр-во. — 1973. — № 5. — С. 53–54.
21. *Макаров Э. Л.* Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
22. *Грецкий Ю. Я.* Влияние состава сварочной ванны на условия кристаллизации металла у границы сплавления при дуговой сварке чугуна // Автомат. сварка. — 1980. — № 12. — С. 18'23.
23. *Эллиот Д. Ф., Глейзер М., Рамакришна В.* Термохимия сталеплавиных процессов. — М.: Металлургия, 1969. — 252 с.
24. *Грецкий Ю. Я., Васильев В. Г., Крошина Г. М.* Формирование структуры околошовной зоны при сварке серого перлитного чугуна // Автомат. сварка. — 1979. — № 12. — С. 22–25.
25. *Грецкий Ю. Я., Крошина Г. М., Васильев В. Г.* Влияние термического цикла дуговой сварки на структуру и механические свойства высокопрочных чугунов // Там же. — 1981. — № 6. — С. 9–12.
26. *Влияние термического цикла сварки на структуру и механические свойства низколегированного высокопрочного ферритного чугуна* / Ю. Я. Грецкий, Г. М. Крошина, В. Г. Васильев и др. // Там же. — 1988. — № 8. — С. 6–8, 18.
27. *Грецкий Ю. Я., Новикова Д. П., Крошина Г. М.* Прочность и пластичность перлитных чугунов при температурах, характерных для ЗТВ при сварке // Там же. — 1986. — № 3. — С. 15–17, 20.
28. *Грецкий Ю. Я.* Механизм образования трещин в зоне сплавления при сварке чугуна сталью и железоникелевыми сплавами // Там же. — 1981. — № 4. — С. 19–22.
29. *Грецкий Ю. Я., Новикова Д. П., Крошина Г. М.* Влияние термического цикла на стойкость чугунов против образования трещин при сварке без подогрева // Там же. — 1986. — № 4. — С. 1–4, 13.
30. *Грецкий Ю. Я., Тихоновская Л. Д.* Выбор рационального содержания никеля в швах сварных соединений чугуна // Там же. — 1979. — № 7. — С. 35–38.
31. *Грецкий Ю. Я., Тихоновская Л. Д.* Модифицирование металла высокоуглеродистых железоникелевых швов сварных соединений чугуна // Там же. — 1980. — № 3. — С. 16–18.
32. *Грецкий Ю. Я., Борисов А. И.* Металлургические особенности дуговой сварки конструктивных чугунов // Там же. — 1991. — № 5. — С. 7–13.
33. *Медовар Б. И., Латаш Ю. В.* Влияние водорода и кислорода на образование пор при сварке стабильноаустенитных сталей и никеля // Там же. — 1974. — № 10. — С. 5–6.



34. Багрянский К. В., Кузьмин Г. С. Сварка никеля и его сплавов. — М.: Машгиз, 1963. — 164 с.
35. Аверин В. В., Лопухов Г. А. Направления исследований в металлургии. — М.: ВИНТИ, 1981. — С. 6–98. — (Итоги науки и техники. Сер. Теория металлургических процессов; Т. 4).
36. Даркен Л. С., Гурри Р. В. Физическая химия металлов. — М.: Металлургиздат, 1960. — 584 с.
37. Грецкий Ю. Я. Механизированная сварка чугуна самозащитной проволокой ПАНЧ-11 без подогрева // Свароч. пр-во. — 1976. — № 11. — С. 12–13.
38. Guide for welding iron castings: An American National Standard ANSI / AWS D11.2-89. — Miami, Florida: AWS, 1989. — 110 p.
39. Аснис А. Е., Грецкий Ю. Я. Состояние и перспективы сварки чугуна // Автомат. сварка. — 1978. — № 8. — С. 39–42.
40. Грецкий Ю. Я. Исходные положения при разработке высокоэффективной технологии дуговой сварки чугуна без подогрева // Там же. — 1978. — № 11. — С. 41–45.
41. А. с. 492394 СССР. Сварочная проволока / А. Е. Аснис, Ю. Я. Грецкий, Е. П. Кузнецов и др. — Оpubл. 1975, Бюл. № 43; (пат. 390253 США, опубл. 30.09.1975; пат. 742635 Франция, опубл. 18.12.1975; пат. 2434122 ФРГ, опубл. 12.04.1976; пат. 893724 Япония, опубл. 27.08.1977).
42. Аснис А. Е., Грецкий Ю. Я., Мельниченко И. М. Самозащитная проволока ПАНЧ-11 для механизированной сварки чугуна // Автомат. сварка. — 1976. — № 2. — С. 69.
43. Грецкий Ю. Я., Демченко Ю. В. Восстановление чугунных базисных деталей двигателей механизированной сваркой проволокой ПАНЧ-11 // Сварщик. — 1998. — № 4. — С. 11.
44. Грецкий Ю. Я., Демченко Ю. В. Восстановление чугунных деталей механизированной сваркой проволокой ПАНЧ-11 // Тяж. машиностроение. — 2000. — № 2. — С. 23–24.
45. Грецкий Ю. Я. Современные возможности для качественного восстановления сваркой литых чугунных и стальных деталей железнодорожного транспорта // Залізн. транспорт України. — 2005. — № 3. — С. 285–288.

Features of the composition, structure and mechanical properties of cast irons in castings are considered from the view point of welding. The main factors are given, which determine considerable difficulties in making the composite and readily workable welded joints in welding cast iron products without high preheating or subsequent heat treatment. The influence of the graphite phase and metal base oxidation products on the basic possibility of cast iron to form a welded joint is considered. Conditions of solidification and structure formation in the fusion zone are analyzed. Results of studying the influence of the thermal cycle of arc welding on the structure and properties of cast irons in the HAZ metal are analyzed. The concepts of the nature of near-weld cracks are presented, the principles of prevention of tears and microcracks in the HAZ metal are set forth. The initial postulates for selection of the composition of the deposited metal and respective electrode consumables, and measures for lowering the susceptibility of nickel-based weld metal to pore formation are presented. A set of requirements to the quality of arc welding of cast irons is determined, and metallurgical and technological measures for ensuring the continuity, tightness, strength and treatability of welded joints are generalized.

Поступила в редакцию 09.02.2006

СВАРКА И РЕМОНТ МЕДНЫХ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработаны высокоэффективные технологические процессы автоматизированной, механизированной и ручной сварок меди больших (свыше 25 мм) и средних (10...25 мм) толщин для изготовления и ремонта кристаллизаторов печей электрошлакового и вакуумно-дугового переплавов.

В зависимости от свариваемой толщины металла и конструктивных особенностей кристаллизаторов применяются следующие способы сварки:

✓ *автоматизированная: под слоем флюса, плазменно-дуговая, плавящимся электродом в среде защитных газов;*

✓ *механизированная: плавящимся электродом в среде защитных газов;*

✓ *ручная: неплавящимся электродом в среде защитных газов, покрытыми электродами.*

Для обеспечения требуемого качества швов, вакуумной плотности, высоких тепло- и электропроводности созданы специальные сварочные материалы (флюсы, электродные и присадочные проволоки, покрытые электроды и др.). Применение оптимальных режимов и специальных методов выполнения процессов обеспечивает однопроходную сварку меди указанных толщин без предварительного и сопутствующего подогревов (плазменно-дуговая сварка и сварка под флюсом) или с невысоким подогревом (многопроходная сварка в среде защитных газов и сварка покрытыми электродами).



Контакты: Украина, 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11,
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,
Тел.: (044) 287 24 66



ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ЛЕГИРОВАНИЯ ХРОМИСТЫХ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ НА ТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛА В ЗОНЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена связь между степенью легирования хромистых теплоустойчивых сталей (с 2,25...13 % Cr), температурой мартенситного превращения M_s и результирующей твердостью закаленного металла сварных соединений. Показано, что уровень твердости зависит от температуры M_s и связан с длительностью периода самоотпуска мартенсита на стадии остывания металла от температуры превращения.

Ключевые слова: дуговая сварка, теплоустойчивые стали, сварные соединения, легирование, мартенсит, самоотпуск, твердость

Одной из главных причин возникновения холодных трещин является образование закалочных структур в металле ЗТВ. С увеличением общего содержания легирующих элементов в свариваемой стали склонность к трещинообразованию возрастает, что лежит в основе оценки свариваемости по величине углеродного эквивалента $C_{экв}$ или параметрическому показателю Ито – Бессю $P_{см}$ [1, 2]. Ориентировочным показателем склонности к трещинообразованию может служить также твердость металла ЗТВ (считается, что риск образования холодных трещин возникает при твердости более $HV 350...400$ [2, 3]). Иногда при сравнении технологических характеристик современных высокохромистых теплоустойчивых сталей отмечают, что стали с 12 % Cr более склонны к образованию холодных трещин, чем стали с 9 % Cr, поскольку у первых мартенситное превращение происходит при более низкой температуре, в результате чего металл приобретает более высокую твердость (до

$HV 650$ по сравнению с $HV 450$ у сталей с 9 % Cr) [3, 4]. При низком содержании хрома превращение аустенита сдвигается в сторону более высокой температуры с проявлением склонности к промежуточному превращению, что вызывает получение металла с относительно низкой твердостью. Эти особенности отражены в термокинетических диаграммах превращения аустенита, полученных для конкретных сталей. В силу разрозненности таких данных нет определенного представления об общем характере влияния легирования на поведение сталей в условиях распада перегретого аустенита.

В настоящей работе рассмотрено влияние степени легирования хромистых теплоустойчивых сталей на температуры начала распада аустенита и ориентировочную твердость металла со структурой закалки. При проведении анализа использованы данные о характере превращения аустенита в сталях с содержанием хрома от 2,25 до 13 % [3, 5–9]. Составы сталей приведены в таблице.

Для обобщенной оценки степени легирования использован подход, заложенный в методах приближенного определения фазового состава сталей

Химический состав анализируемых сталей

Тип, марка стали	Массовая доля элементов, %												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Nb	N	Прочие
2,25Cr–1Mo [5]	0,1	0,34	0,48	0,017	0,013	2,16		0,96					
7CrMoVTiB10–10 [3]	0,081	0,21	0,53	0,004	0,004	2,44	0,18	0,95	0,26		0,002	0,007	0,04 Al; 0,004 B; 0,053 Ti
3Cr–1Mo [5]	0,1	0,4	0,4			3		1					
3Cr–1,5Mo [5]	0,1	0,4	0,4			3		1,5					
P91 [6]	0,1	0,34	0,47	0,018	0,003	8,52	0,28	0,93	0,20		0,072	0,06	0,011 Al
E911 [3]	0,115	0,2	0,51	0,017	0,002	8,85	0,24	0,94	0,22	0,95	0,069	0,084	0,007 Al
HCM12A [7]	0,13	0,31	0,50	0,014	0,001	10,65	0,35	0,35	0,22	1,92	0,06	0,061	0,009 Al
X20CrMoV121 [8]	0,18	0,28	0,54	0,020	0,005	12,7	0,63	0,90	0,32			0,030	
20X13 [9]	0,24	0,37	0,27			13,32	0,32	0,06					

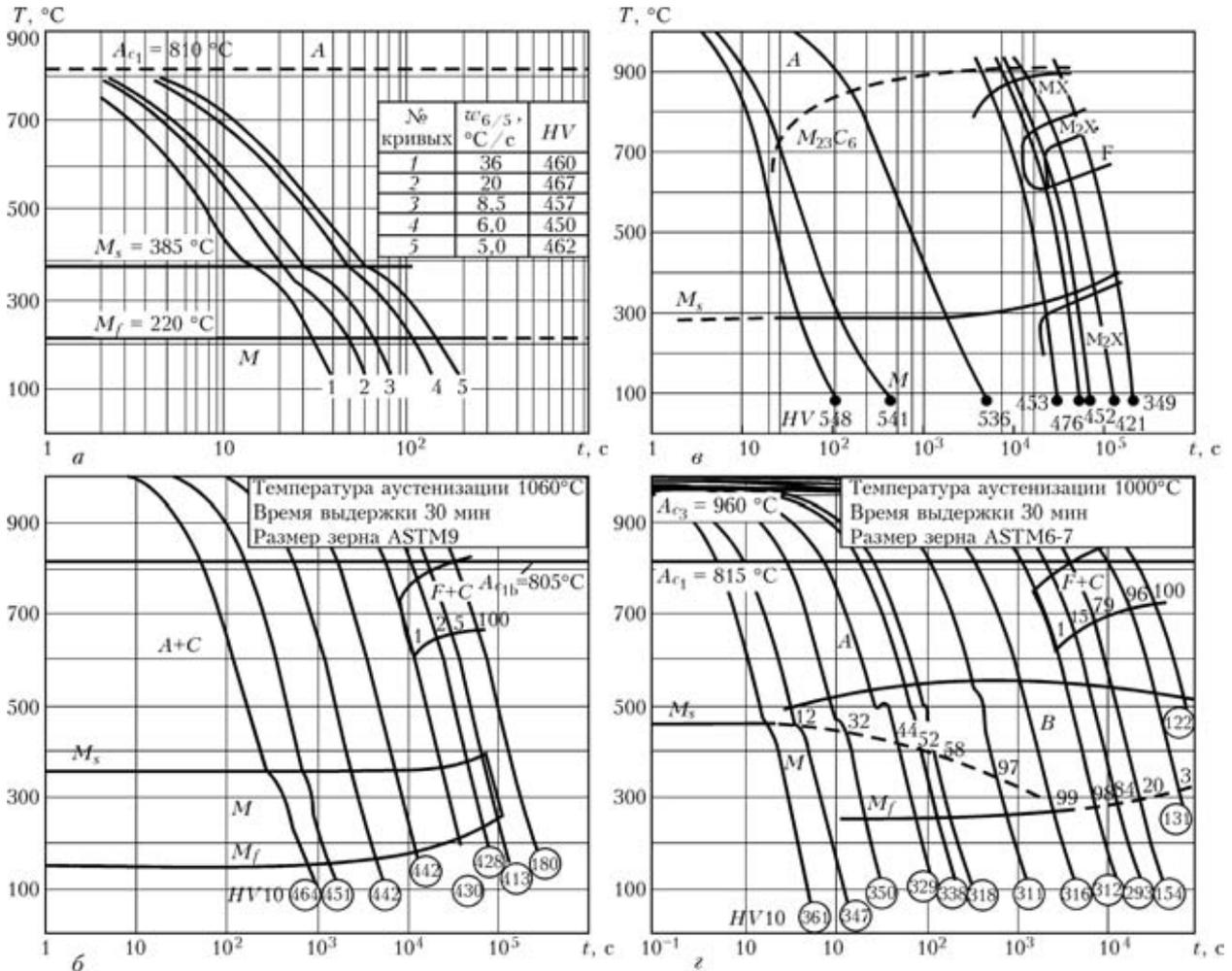


Рис. 1. Термокинетические диаграммы превращения аустенита в теплоустойчивых сталях с различным содержанием хрома: а — сталь P91 [6]; б — E911 [3]; в — X20CrMoV121 [8]; г — сталь с 2,25 % Cr (7CrMoVTiB10-10) [3] (А — аустенит; F — феррит; M — мартенсит; M_s, M_f — начало и конец мартенситного превращения)

с помощью известных диаграмм Шеффлера или Де Лонга по расчетным значениям $Cr_{\text{экв}}$ и $Ni_{\text{экв}}$, поскольку эти параметры учитывают влияние элементов, оказывающих основное влияние на структурообразование. В данном случае степень легирования «активными» структуроопределяющими элементами выражалась обобщающим параметром $P_C = Cr_{\text{экв}} + Ni_{\text{экв}}$, где

$$Cr_{\text{экв}} = \% Cr + \% Mo + 1,5\% Si + 0,5\% Nb + \{2 \cdot (\% Ti + \% Al) + \% W\},$$

$$Ni_{\text{экв}} = \% Ni + 30(\% C + \% N) + 0,5\% Mn + \{12\% B\}.$$

В фигурных скобках дополнительно введены элементы с коэффициентами по данным [10].

Особенностью теплоустойчивых сталей с повышенным содержанием хрома (9...12 %) является высокая стабильность аустенита в условиях переохлаждения, что приводит к образованию мартенсита при различных скоростях охлаждения на спокойном воздухе. На диаграммах это выражено наличием широкой временной области существования чисто мартенситного превращения (рис. 1). Например, в стали P91 с 9 % хрома [4]

начало диффузионного распада аустенита с образованием перлита возможно при нахождении на стадии охлаждения в интервале 800...500 °C в течение 30000...40000 с (8,3...11 ч), что соответствует скорости охлаждения $w_{8/5}$ порядка 0,01...0,008 °C/c и характерно для остывания на воздухе трубы с толщиной стенки 80 мм. Обычно при сварке скорости охлаждения гораздо выше. В зависимости от способа (мощности дуги), теплового режима сварки и толщины металла реальные скорости охлаждения могут изменяться примерно от 10 до 30 °C/c и выше (последнее более характерно для выполнения первых корневых проходов в толстостенных стыковых соединениях с пониженной температурой предварительного подогрева или без него), т. е. в условиях сварки сталей с 9 % хрома следует ожидать образования в металле ЗТВ чисто мартенситной структуры. Поскольку из-за требования обеспечения однородности физико-механических свойств сварных соединений швы должны иметь легирование, аналогичное основному металлу, закалку с образованием мартенсита будут претерпевать сварные соединения в целом.

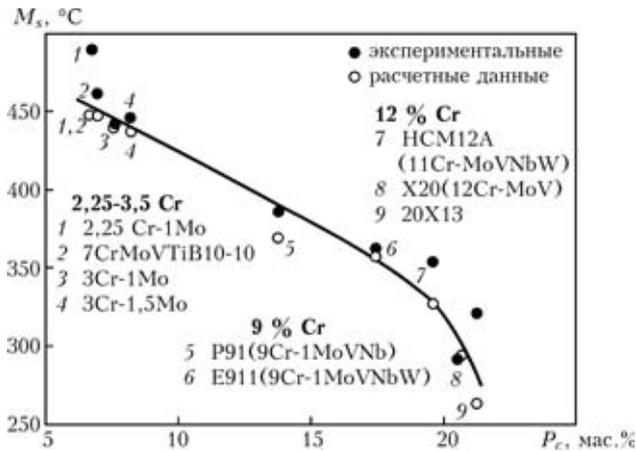


Рис. 2. Влияние степени легирования хромистых сталей P_c на температуру начала мартенситного превращения M_s

В общем случае начало мартенситного превращения зависит от степени упрочнения кристаллической решетки аустенита углеродом и введенными легирующими элементами, которые, создавая внутренние искажения и поля упругих напряжений, обуславливают увеличение сопротивления кристаллической системы сдвиговой перестройке в порядке расположения атомов. В результате в сталях с повышенным содержанием легирующих элементов мартенситное превращение происходит в условиях накопления усадочных напряжений при более низкой температуре, чем в менее легированной стали. Так, у сталей с 12 % Cr по сравнению со сталями с 9 % Cr (см. рис. 1, в) точка M_s расположена примерно на 100°C ниже — на уровне 280 °C (553 K) [8]. У сталей с низким содержанием хрома (типа 2,25 % Cr–1Mo) (см. рис. 1, з) мартенситное превращение происходит при более высокой температуре — около 460 °C (733 K). При этих температурах достаточно быстро развиваются диффузионные процессы и при замедлении охлаждения происходит промежуточное бейнитное превращение [3].

Результаты анализа влияния степени легирования хромистых сталей на начало мартенситного превращения M_s представлены на рис. 2. Температуры M_s определяли по диаграммам распада аустенита [3, 5–9] и расчетным путем с использованием следующей зависимости [11]:

$$M_s \text{ (}^\circ\text{C)} = 539 - 423 (\% \text{ C}) - 30,4 (\% \text{ Mn}) - 12,1 (\% \text{ Cr}) - 17,7 (\% \text{ Ni}) - 7,5 (\% \text{ Mo}).$$

Необходимо отметить, что существуют и другие модели для оценки значений M_s . Дополнительно может учитываться также сдвиг точки M_s вверх в зависимости от содержания карбидообразующих элементов или углерода, что достигает нескольких десятков градусов при малых его содержаниях (например, в одной из моделей с помощью параметра «+4,2/C»). Выбранная модель дает хорошую сходимость результатов расчетов

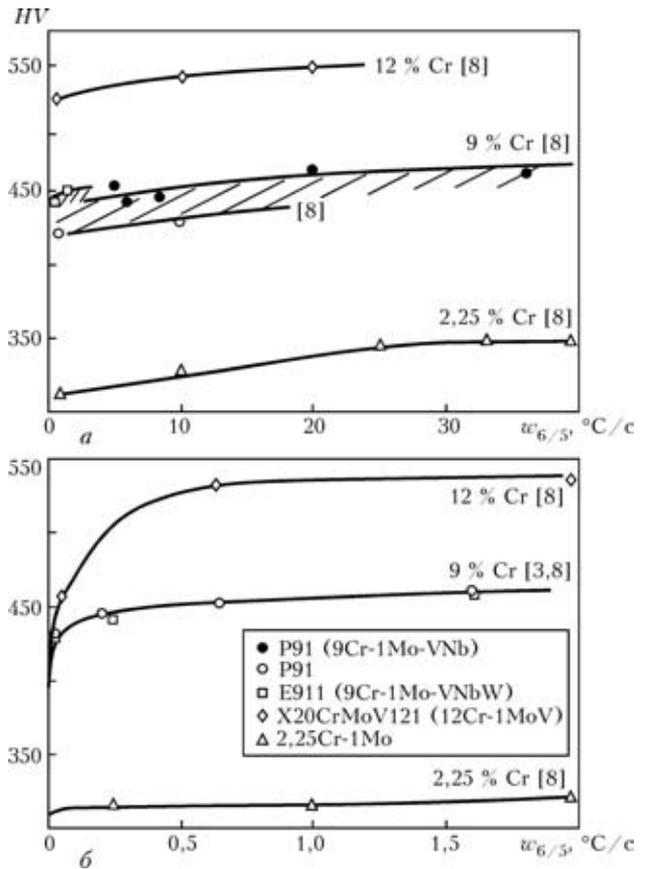


Рис. 3. Влияние повышенной (а) и пониженной (б) скоростей охлаждения $w_{6/5}$ на твердость металла ЗТВ теплоустойчивых сталей различного легирования (темные точки — результаты ИЭС)

и практических измерений, хотя в отдельных случаях и есть заметные расхождения. Кроме того, в данной работе преследуется цель не определения с максимальной точностью значений M_s только путем расчетов, а с помощью набора экспериментальных и расчетных данных проследить тенденции изменения температур начала фазового превращения в сталях с различным легированием и связи между значениями M_s и твердостью закаленного металла.

В целом расчетные значения и экспериментальные результаты отражают общую закономерность в снижении точки мартенситного превращения с увеличением степени легирования хромистых сталей. Существенное изменение в значениях M_s происходит при увеличении содержания хрома от 2,5...3 до 12 %. Имеется также заметная разница в температурах мартенситного превращения у сталей с 9 и 12 % Cr. При этом температуры M_s у сталей с 9 % Cr находятся приблизительно посередине между температурами M_s сталей с 2,5 и 12 % Cr. Такое различие в температурах начала мартенситного превращения коррелирует с результирующей твердостью закаленной структуры.

Наблюдается четкое различие в уровнях твердости металла после распада аустенита, соответ-



твующее степени его легирования хромом (рис. 3). Условно стали по уровню твердости можно разбить на три категории: ~ HV 550 (стали с 12 % Cr); ~ HV 450 (9 % Cr); ~ HV 350 (2...3 % Cr). Чем выше точка мартенситного превращения, тем больше длительность пребывания при повышенных температурах металла с закаленной структурой, что создает условия для достижения большей степени самоотпуска мартенсита. Результирующая твердость в большей мере отпущенного при охлаждении мартенсита становится ниже, что должно благоприятно сказываться на стойкости против образования холодных трещин.

В сталях с чисто мартенситным превращением (9...12 % Cr) при изменении скорости охлаждения твердость изменяется мало и остается высокой. Только в диапазоне очень малых скоростей охлаждения ($w_{6/5} < 0,5...0,2$ °C/c), когда достигаются условия для частичного распада аустенита по равновесному (диффузионному) механизму, наблюдается более резкое уменьшение твердости (рис. 3, б). Однако такие малые скорости при сварке плавлением не достигаются. В реальных условиях некоторое снижение твердости металла ЗТВ может наблюдаться в результате развития самоотпуска мартенсита после принятия специальных мер по замедлению охлаждения сварных соединений.

В сталях с малой степенью легирования (2,25 % Cr) аустенит не обладает такой стабильностью при переохлаждении, как в высокохромистых. В результате распада при самой высокой (из рассматриваемых здесь материалов) температуре (примерно 460 °C) интенсивная диффузия углерода затрудняет образование чистого мартенсита и большее развитие приобретает бейнитное превращение. Последующий самоотпуск структуры закалки обеспечивает получение металла с результирующей низкой твердостью. При $w_{6/5} < 16$ °C/c твердость снижается более резко вследствие перехода от преимущественно мартенситного к бейнитному превращению.

Таким образом, полученные результаты показывают, что металл сварных соединений сталей с 9...12 % хрома при любых скоростях охлаждения в процессе сварки будет претерпевать закалку с образованием мартенсита. Твердость такого металла будет тем выше, чем больше легирующих

элементов содержит сталь, поскольку с увеличением степени легирования температура начала мартенситного превращения снижается и при дальнейшем охлаждении процесс самоотпуска мартенсита сдерживается. При сварке с замедлением охлаждения возможно обеспечение некоторого снижения твердости металла ЗТВ и швов при развитии процесса самоотпуска. Однако в условиях обычных тепловых режимов сварки существенного снижения твердости не происходит. Поэтому для обеспечения стойкости против образования холодных трещин в сварных соединениях требуется дополнительно ограничивать действие других вредных факторов — снижать уровень водорода, исключать появление концентраторов напряжений.

1. Петров Г. Л., Тумарев А. С. Теория сварочных процессов. — М.: Высш. шк., 1977. — 392 с.
2. Гривняк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
3. Current state of development of advanced pipe and tube materials in Germany and Europe for power plant components / W. Bendick, K. Haarmann, M. Rigg, M. Zschau // VGB Conf. (Cottbus, 8–9 Oct., 1996). — Lectures. — Mannesmann Rohr, 1996. — 25 p.
4. Zschau M., Niederhoff K. Construction of piping systems in the new steel P91 including hot induction bends // VGB Kraftwerkstechnik. — 1994. — 74, № 2. — P. 142–149.
5. Lundin C. D., Khan K. K. Fundamental studies of the metallurgical causes and mitigation of reheat cracking in 11/4 Cr–1/2 Mo и 21/4 Cr–1 Mo steels // WRC Bulletin. — 1996. — № 409. — P. 117.
6. Назначение и свойства новой теплоустойчивой стали с 9 % хрома / В. Ю. Скульский, А. К. Царюк, Ю. Н. Вахнин, В. Г. Васильев // Сб. тр. Междунар. конф. «Современные проблемы сварки и ресурса конструкций», Киев, 24–27 нояб. 2003. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2003. — С. 73–74.
7. Zeman M., Brozda J., Pasternak J. Ocena spawalnosci stali HCM12A przeznaczonej na elementy kotlow energetycznych pracujace przy parametrach nadkrytycznych // Przegląd Spawalnictwa. — 1999. — LXXI, № 6. — S. 1–7.
8. Gnirb G. Present situation of the use of P91 (X10CrMoVNb91) in German power stations. — [1994]. — 14 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XI-617/94).
9. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. — М.: Металлургия, 1984. — 216 с.
10. Грабин В. Ф. Металловедение сварки плавлением. — Киев: Наук. думка, 1982. — 416 с.
11. Microstructure-property relationships in HAZ of new 13% Cr martensitic stainless steels / O. M. Akselsen, G. Rorvik, P. E. Kvaale et al. // Welding J. — 2004. — 83, № 5. — P. 160–167.

An interrelation is considered between the degree of alloying of heat-resistant chromium steels (with 2.25...13 % Cr), martensite transformation temperature, M_s , and the resultant hardness of the hardened metal of welded joints. It is shown that the level of hardness depends on temperature, M_s , and is associated with the duration of the period of martensite self-tempering at the stage of metal cooling from the transformation temperature.

Поступила в редакцию 26.06.2005



ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СОЕДИНЕНИЯХ ТОНКОЛИСТОВОГО СПЛАВА АМг6, ВЫЗВАННЫЕ ДУГОВОЙ И ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКОЙ

В. А. ШОНИН, В. С. МАШИН, В. Ю. ХАСКИН, кандидаты техн. наук, Т. Н. НЕДЕЙ, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты экспериментальных исследований остаточных деформаций и напряжений в стыковых соединениях сплава АМг6 толщиной 1,9 мм, полученных сваркой МИГ и МИГ + лазерный пучок. Установлено, что при шестикратном увеличении скорости сварки (гибридный процесс) обеспечивается двукратное уменьшение поперечного сечения шва, полуторное — околошовной зоны с продольными остаточными напряжениями и более чем четырехкратное — поперечных остаточных напряжений.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, сварка плавлением, стыковые соединения, тонколистовые конструкции, околошовная зона, остаточные деформации, остаточные напряжения

В процессе сварки листовых конструкций в металле шва и околошовной зоне происходит неизбежное накопление термопластических деформаций, что обуславливает образование продольных и поперечных остаточных деформаций и напряжений [1]. Известно, что поперечные растягивающие остаточные напряжения в зоне концентраторов напряжений от выпуклой формы шва снижают сопротивление усталости соединений при поперечном действии переменных напряжений внешней нагрузки [2]. Эти остаточные напряжения уравновешены в сечении стыкового соединения, проходящем вдоль сварного шва, и зависят от размеров соединяемых элементов, скорости сварки и длины сварного шва. К тому же, при сварке тонколистовых элементов остаточные деформации и напряжения вызывают потерю устойчивости при сжатии основного металла вследствие воздействия усадочных сил в шве и зоне термического влияния (ЗТВ). Возникающие остаточные деформации изгиба являются причиной значительной неравномерности распределения остаточных напряжений по толщине металла и повышенной остаточной напряженности в поверхностных слоях околошовной зоны соединения. В связи с этим при изготовлении сварных листовых конструкций следует уделять должное внимание снижению поперечных растягивающих остаточных напряжений в соединениях.

Одним из эффективных путей снижения остаточных деформаций и напряжений, возникающих в тонкостенных конструкциях, является применение высокопроизводительных процессов сварки, обеспечивающих минимальное тепловло-

жение. В этом плане заслуживают внимания гибридные способы сварки, получившие в последние годы широкое развитие [3–5]. Они основаны на локализации тепловой энергии в зоне плавления, что позволяет значительно увеличивать скорость сварки и глубину проплавления при уменьшении тепловложения в основной металл. Наиболее перспективным для соединения тонколистовых алюминиевых сплавов является способ сварки плавающим электродом (МИГ) с применением лазерного пучка (ЛП), который может обеспечить повышенную скорость сварки с низкой погонной энергией, и как следствие, уменьшение поперечных остаточных деформаций и напряжений. Однако пока не имеется данных о влиянии скорости сварки на уровень остаточных напряжений и деформаций для тонколистовых алюминиевых конструкций.

Цель настоящей работы — установить уровни и характер распределения остаточных деформаций и напряжений в стыковых соединениях тонколистового алюминиевого сплава АМг6, полученных гибридным МИГ+ЛП и традиционным МИГ способами сварки.

Методика проведения исследований. Исследования проводили на образцах стыкового соединения, состоящего из двух пластин размером $300 \times (125+125) \times 1,9$ мм из сплава АМг6, сваренных стыковым швом за один проход. Длину и ширину пластин выбирали исходя из условия получения максимально возможных остаточных напряжений. За основу принимали принцип подобия крупногабаритным образцам большой толщины, в которых образуются максимальные остаточные напряжения. Для этого их длину и ширину уменьшали пропорционально изменению толщины металла.

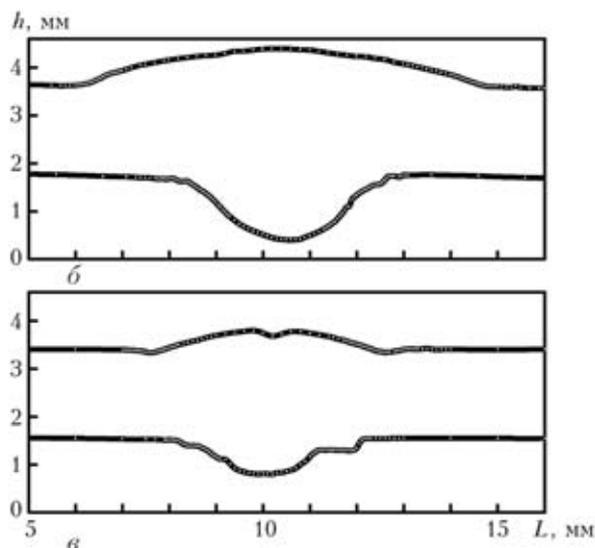
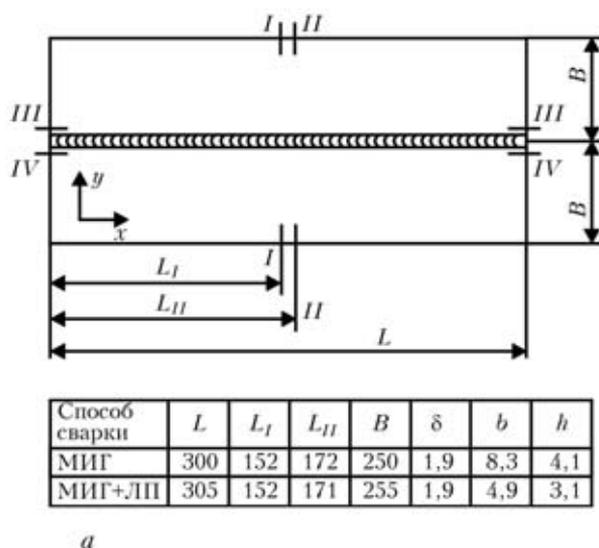


Рис. 1. Схема образца стыковых соединений сплава АМгб (а) и профили сварных швов, выполненных сваркой МИГ (б) и МИГ+ЛП (в): L — длина образца; L_I, L_{II} — расстояние от начала шва до места установки датчика; B — ширина свариваемых пластин; δ — толщина основного металла; b — ширина шва с его лицевой стороны; h — высота шва (все размеры даны в миллиметрах); $I-IV$ — сечения

Сварку образцов выполняли в нижнем положении на формирующей подкладке из нержавеющей стали сварочной проволокой АМгб диаметром 1,2 мм. Образцы при сварке закрепляли в жестком кондукторе. Для сварки плавящимся электродом в инертных газах применяли типовое оборудование «Fronius TPS-2700» и промышленный CO₂-лазер ЛТ-104. Защитной средой являлся аргон. Сварку МИГ выполняли на следующем режиме: ток сварки $I_{св} = 90$ А; напряжение на дуге $U_d = 17,8$ В; скорость сварки $v_{св} = 50$ м/ч; скорость подачи проволоки $v_{п.пр} = 5,9$ м/мин. Сварку гибридным способом осуществляли при полезной мощности лазера 2,5 кВт на следующем режиме сварки МИГ: $I_{св} = 185$ А; $U_d = 23,3$ В; $v_{св} = 300$ м/ч; $v_{п.пр} = 11,8$ м/мин. На рис. 1 приведены габаритные размеры стыковых соединений и профили швов, построенные методом профилометрирования.

Для экспериментальной оценки остаточных деформаций в околошовной зоне применяли разрушающий метод тензометрирования, основанный на измерении упругих деформаций в локальном участке исследуемого металла сварного соединения при его полной разгрузке [6]. Указанный метод отличается высокой точностью и позволяет определять остаточные деформации как на поверхности стыкового соединения, так и усредненные по толщине образца. Разгрузку осуществляли путем механической вырезки участка металла с тензорезисторными датчиками, наклеенными на лицевой и обратной поверхностях соединения. Для этого из каждой серии сваренных образцов выбирали один образец-свидетель, на котором выполняли измерения остаточных деформаций и напряжений.

Значения остаточных деформаций определяли с лицевой и обратной стороны поверхности стыкового соединения в направлениях, параллельных оси шва (сечения $I-I$ и $III-III$) и перпендикулярных ко шву ($II-II$ и $IV-IV$) (рис. 1). Продольные сечения $I-I$ и $II-II$ проходили вдоль ЗТВ на расстоянии 5...7 мм от оси шва, а поперечные $III-III, IV-IV$ — на расстояниях 152 и 172 мм от начала шва (рис. 1). Тензодатчики сопротивления (проволочные типа ПКБ и ПКП и фольговые типа КФ) прикрепляли клеем типа циакрин. Для сечений $I-I$ использовали датчики ПКБ с базой 20 мм, для $II-II$ — ПКП с базой 10 мм, для $III-III$ — КФ с базой 10 мм, а для $IV-IV$ — ПКБ и ПКП с базой 5 мм. Расположение датчиков отвечало принятым направлениям двух компонент напряжений, ориентированных вдоль $\sigma_{ост(x)}$ (сечения $I-I$ и $III-III$) и поперек $\sigma_{ост(y)}$ ($II-II$ и $IV-IV$) шва. Для каждого образца использовали до 80 тензометрических датчиков.

Измерения деформаций выполняли с помощью прибора ИСД-3. Температурную компенсацию осуществляли путем использования однотипных датчиков, наклеенных на ненагружаемые пластины из указанного сплава. Тензодатчики из партии каждого типа проверяли на тарировочном устройстве с применением контрольной балки размером 400×30×10 мм из сплава АМгб для сжатия и растяжения поверхностных слоев металла при нагружении чистым изгибом. Погрешность значений деформаций, полученных при измерении, по сравнению с расчетными не превышала ±4 %.

После измерения исходных значений сопротивления датчиков разгрузку металла начинали с зоны активных растягивающих остаточных напряжений. С этой целью сначала высверливали от-



верстия диаметром 10 мм по металлу сварного шва вдоль его длины с шагом 30...50 мм, что дало возможность значительно снизить уровни активных растягивающих остаточных напряжений. Затем выпиливали поочередно участки пластины с наклеенными датчиками. Измеренные значения сопротивления датчиков до и после разгрузки в виде $\varepsilon = \Delta o.e.d \cdot 10^{-5}$ (здесь о.е.д — относительные единицы деформации) представляли аппроксимируемыми линейными графиками, построенными для различных сечений и направленности остаточных деформаций с отсчетом от середины (сечения I-I и II-II) и начала (III-III и IV-IV) шва. С помощью этих графиков корректировали экспериментальные данные о продольных и поперечных деформациях при условном совмещении координат датчиков.

Расчеты поверхностных остаточных напряжений двухосного направления осуществляли по значениям остаточных деформаций, полученным экспериментально, с использованием известных формул теории упругости [6]:

$$\sigma_x = \frac{E}{1-\mu^2} (\varepsilon_x + \mu\varepsilon_y); \quad \sigma_y = \frac{E}{2-\mu^2} (\varepsilon_y + \mu\varepsilon_x),$$

где σ_x и σ_y — продольные и поперечные напряжения; E — модуль упругости ($E = 69000$ МПа); ε_x и ε_y — соответственно продольные и поперечные относительные деформации; μ — коэффициент Пуассона, $\mu = 0,33$.

Усредненные по толщине продольные и поперечные остаточные напряжения определяли из выражения

$$\sigma_{ост} = \frac{\sigma_{ост}^B + \sigma_{ост}^H}{2},$$

где $\sigma_{ост}^B$ — напряжения на верхней (лицевой) поверхности соединения; $\sigma_{ост}^H$ — то же на нижней (обратной) его поверхности. Кривые, характеризующие распределение продольных и поперечных остаточных напряжений в рассматриваемых сечениях соединений, показаны на рис. 2. Неравномерность распределения остаточных напряжений по толщине металла, вызванная остаточным изгибом, представлена (рис. 3) разницей между значениями остаточных напряжений на лицевой и обратной поверхности соединения:

$$\sigma_{изг} = \frac{\sigma_{ост}^B - \sigma_{ост}^H}{2}.$$

Данные измерений тензометрическими датчиками на кривых распределений остаточных напряжений обозначены точками.

Результаты исследований и обсуждение. Усредненные по толщине значения продольных остаточных напряжений $\sigma_{ост(x)}$ в поперечном сечении I-I центральной части сварных образцов отвечают известному [2] характеру распределений. Они уравновешены по сумме сил и моментов

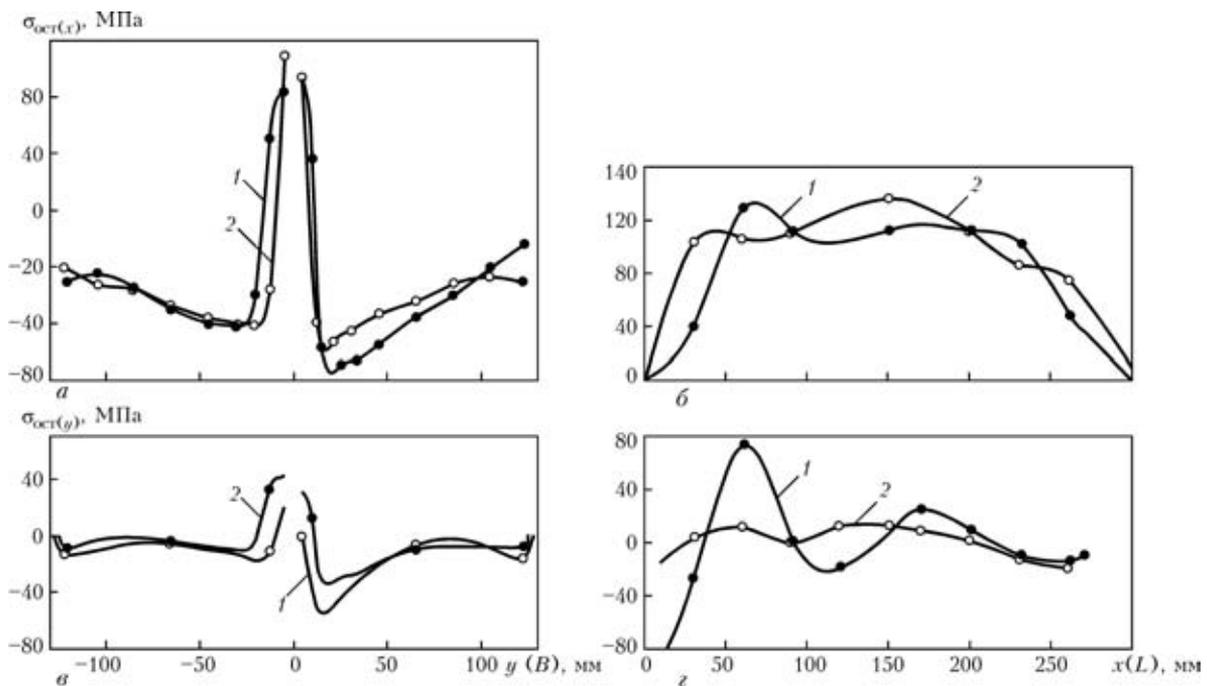


Рис. 2. Средние значения остаточных напряжений продольной (а, б) соответственно в поперечном I-I и продольном III-III сечениях и поперечной компоненты (в, г) соответственно в поперечном II-II и продольном IV-IV сечениях: 1 — сварка МИГ; 2 — МИГ+ЛП

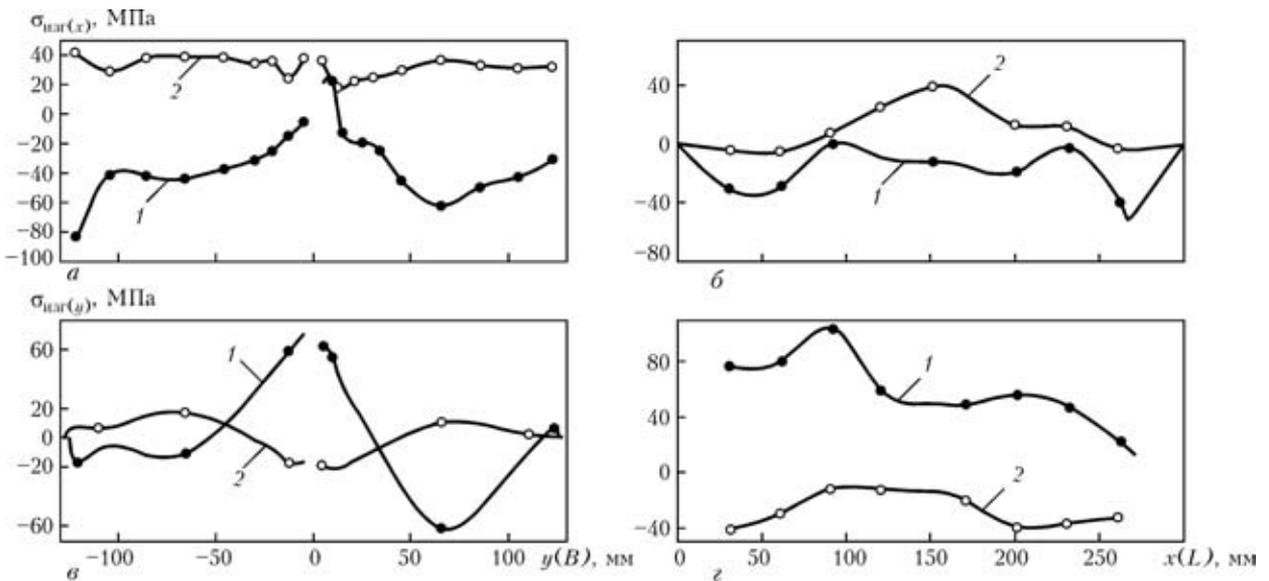


Рис. 3. Напряжения изгиба на лицевой поверхности образцов в продольном направлении по оси x ($a, б$) соответственно для сечений $I-I$ и $III-III$ и в поперечном по оси y ($в, г$) направлениях соответственно для сечений $II-II$ и $IV-IV$ (1, 2 — см. рис. 2)

в плоскости их действия (рис. 2, a). Как следует из рис. 2, $a, в$, ширина околосшовной зоны с активными растягивающими остаточными напряжениями при гибридном способе сварки в 1,5 раза меньше, чем в стыковых соединениях, полученных способом сварки МИГ. В сечении $III-III$ значения продольных растягивающих напряжений $\sigma_{ост(x)}$ достигают максимума в центральной части образца и уменьшаются до нуля в начале и конце соединения (рис. 2, $б$). В случае использования способа сварки МИГ+ЛПП максимальные значения продольных растягивающих остаточных напряжений в середине образца незначительно превышают $\sigma_{ост(x)}$ при сварке МИГ.

Усредненные по толщине поперечные остаточные напряжения $\sigma_{ост(y)}$ вдоль сечения $IV-IV$ имеют волновой характер распределения (рис. 2, $г$). В первой волне, распространяющейся на начальном участке шва длиной около 110 мм, максимальные значения напряжений $\sigma_{ост(y)}$ достигают ± 80 МПа при сварке МИГ и не превышают ± 20 МПа при сварке МИГ+ЛПП. Характер распределения поперечных остаточных напряжений $\sigma_{ост(y)}$ вдоль шва существенно отличается от широко описанного в литературе, например в [7], тем, что остаточные напряжения при сварке уравниваются уже на начальном участке соединения длиной 100...120 мм. Дальнейшее формирование поперечных остаточных напряжений отличается невысокими пиковыми значениями. Они локально уравновешены и достигают максимальных значений только вблизи шва (рис. 2, $в, г$).

При сварке МИГ пиковые значения $\sigma_{ост(y)}$ в последующих за первой волнах поперечных остаточных напряжений снижаются до ± 30 МПа, что обусловлено, очевидно, выравниванием градиента температур вдоль соединения. При гибридном

способе сварки МИГ+ЛПП поперечные остаточные напряжения $\sigma_{ост(y)}$ не достигают пиковых значений вследствие увеличения в 6 раз скорости сварки и уменьшения в 1,5 раза погонной энергии этого процесса по сравнению со сваркой МИГ, поскольку режимы гибридной сварки определяют условия значительного уменьшения градиентов температур в продольном направлении соединения.

Различие в уровнях и характере распределения остаточных деформаций (искривления) соединений, полученных сваркой МИГ и МИГ+ЛПП, в значительной мере связано с размерами зон активных растягивающих остаточных напряжений и формой сварного шва (см. рис. 1). Как уже отмечалось выше, при гибридном способе сварки МИГ+ЛПП ширина зоны с растягивающими остаточными напряжениями в 1,5 раза меньше. Причем уменьшение (в 2 раза) площади сечения шва происходит в основном за счет заметного сокращения площади сечения лицевой выпуклости шва. Это существенно сказывается на уменьшении уровня дополнительных остаточных напряжений от продольного $\sigma_{изг(x)}$ и поперечного $\sigma_{изг(y)}$ искривлений образца, полученного гибридным способом сварки (рис. 3).

При сварке МИГ остаточный изгиб соединения в продольном направлении вызывает появление на лицевой поверхности соединения дополнительных сжимающих остаточных напряжений, а на обратной его стороне — растягивающих напряжений $\sigma_{изг(x)}$. В поперечном сечении $I-I$ на лицевой поверхности соединения $\sigma_{изг(x)}$ достигают максимальных значений по краям образца и минимальных — вблизи шва (рис. 3, a), а в продольном сечении $III-III$ $\sigma_{изг(x)}$ отличаются волновым распределением невысокого уровня (рис. 3, $б$). Соединения, полученные способом МИГ+ЛПП,



в продольном направлении имеют обратное искривление. При этом на лицевой поверхности образца дополнительно образуются продольные растягивающие остаточные напряжения невысокого уровня, а на его обратной стороне — сжимающие остаточные напряжения изгиба $\sigma_{изг(x)}$. В поперечном сечении *I–I* на лицевой поверхности соединения они распределены равномерно, а в продольном сечении *III–III* растягивающие напряжения сосредоточиваются преимущественно в середине образца (рис. 3, а, б).

Соединения, полученные сваркой МИГ в поперечном направлении так же, как в продольном, имеют бóльшие искривления, чем при сварке МИГ+ЛП. В поперечном сечении *II–II* на лицевой поверхности стыкового соединения, полученного сваркой МИГ, дополнительные поперечные растягивающие остаточные напряжения изгиба $\sigma_{изг(y)}$ достигают высокого уровня преимущественно в области шва (70 МПа); вблизи краев образца они преобразуются в сжимающие остаточные напряжения, достигающие значений до –70 МПа (рис. 3, в, г). В продольном сечении *IV–IV* высокие поперечные растягивающие остаточные напряжения изгиба $\sigma_{изг(y)}$ действуют по всей длине околошовной зоны с некоторым спадом в конце шва (105 МПа в начале и 55 МПа в конце шва). Для соединений, полученных сваркой МИГ+ЛП, поперечные остаточные напряжения изгиба $\sigma_{изг(y)}$ в сечении *II–II* на лицевой поверхности вблизи шва являются сжимающими, а вблизи краев — растягивающими, их значения не превышают ± 20 МПа (рис. 3, в). В соединениях, полученных гибридным способом, поперечные остаточные напряжения изгиба $\sigma_{изг(y)}$ в продольном сечении *IV–IV* в основном сжимающие, они действуют по всей длине околошовной зоны и их значения не превышают 40 МПа с заметным спадом в центральной части образца до –10 МПа (рис. 3, г).

Таким образом, при сварке тонколистовых образцов стыковых соединений образуются средние по толщине (номинальные) двухосные остаточные напряжения, уравновешенные в поперечных сечениях. На эти напряжения накладываются дополнительные напряжения от изгиба, вызванные потерей устойчивости пластин от действия сжимающих (уравновешивающих) остаточных напряжений в околошовной зоне и дополнительных моментов от усадки шва вследствие неравномерности лицевой и корневой выпуклостей и неравномерности пластических деформаций по толщине ЗТВ. Вследствие этого суммарное распределение остаточных напряжений, измеренных только на поверхности сварного соединения, имеет неуравновешенный характер.

Волновое распределение поперечной компоненты остаточных напряжений $\sigma_{ост(y)}$ в околошов-

ной зоне стыковых соединений, полученных сваркой МИГ напроход, отмечалось ранее [2]. Очевидно, поперечная компонента напряжений стремится к уравновешенному состоянию на более коротких расстояниях, чем длина шва, что свидетельствует о независимости формирования продольной и поперечной компонент остаточных напряжений. Причем неравновесное состояние компонент остаточных напряжений в двух взаимно перпендикулярных сечениях сварного соединения определяется законом о независимости упругих уравновешенных сил продольного и поперечного направлений. Это означает, что как при внешней (упругой) нагрузке образца, так и при упругой разгрузке остаточных напряжений, две компоненты упругих продольных и поперечных напряжений подчиняются принципу суперпозиции (или независимости действия сил) [8]. Поэтому при разрезании образца вдоль шва происходит полная разгрузка поперечных сил и моментов и частичная разгрузка продольных сил и моментов, обусловленная прекращением действия противоположных моментов отрезанной части соединения. При разрезании образца поперек шва поперечные остаточные напряжения сохраняют свои значения, если они в вырезаемых участках соединения локально уравновешены, а продольные остаточные напряжения снижаются и вблизи линии разрезки равны нулю.

Выводы

1. В сравнении с традиционной сваркой МИГ гибридная высокоскоростная сварка плавящимся электродом в сочетании с CO_2 -лазером в аргоне стыковых соединений тонколистового алюминиевого сплава АМг6 способствует значительному уменьшению поперечных остаточных деформаций и напряжений за счет шестикратного увеличения скорости сварки, 40%-го снижения ее погонной энергии и двукратного уменьшения сечения шва.

2. При традиционном способе сварки МИГ тонколистовых алюминиевых сплавов в околошовной зоне стыкового соединения формируются поперечные остаточные напряжения, распределение которых носит волной характер. Их усредненные экстремальные значения составляют ± 80 МПа в первой волне, которая распространяется на расстоянии 100...120 мм от начального участка шва. Поперечный остаточный изгиб инициирует дополнительные поперечные остаточные напряжения, образующиеся на поверхности стыкового соединения, равные ± 105 в его начале и ± 55 МПа в конце.

3. При гибридной сварке МИГ+ЛП значения поперечных остаточных напряжений в околошовной зоне не превышают ± 20 МПа, а дополнительных поперечных остаточных напряжений от



изгиба образца находятся в пределах ± 40 МПа. Зона с продольными растягивающими остаточными напряжениями сужается в 1,5 раза по сравнению с соответствующими остаточными напряжениями в соединениях, полученных сваркой МИГ.

1. *Гатовский К. М.* Деформации и напряжения, возникающие при сварке конструкций // Сварка судовых конструкций. — Л.: Судостроение, 1980. — С. 250–320.
2. *Влияние* размеров образца сварного соединения алюминиевого сплава на остаточную напряженность и сопротивление усталости / В. А. Шонин, О. И. Гуца, В. С. Машин и др. // Автомат. сварка. — 2005. — № 2. — С. 21–31.
3. *Штауфер Х., Хакль Х.* Лазерно-дуговая сварка в автомобильной промышленности // Там же. — 2001. — № 12. — С. 29–32.

4. *Dilthey U., Lueder F., Wieschemann A.* Erweiterte Moeglichkeiten beim Schweißen von Aluminiumlegierungen durch den Laser-MIG-Hybridprozeß // Aluminium. — 1999. — 75, № 1/2. — S. 64–75.
5. *Shida T., Hirokawa M., Sato S.* CO₂-laser welding of aluminum alloys (welding of aluminum alloys using CO₂-laser beam in combination with MIG arc) // Quarterly J. of Jap. Weld. Soc. — 1997. — 15, № 1. — P. 18–23.
6. *Экспериментальные методы исследования деформаций и напряжений: Справоч. пособие* / Б. С. Касаткин, А. Б. Кудрин, Л. М. Лобанов и др. — Киев: Наук. думка, 1981. — 584 с.
7. *Винокуров В. А.* Сварочные деформации и напряжения. — М.: Машиностроение, 1968. — 236 с.
8. *Феодосьев В. И.* Сопротивление материалов. — М.: Наука, 1986. — 512 с.

The paper gives the results of experimental studies of residual welding strains and stresses in butt joints of AMg6 alloy 1.9 mm thick made by MIG welding and MIG + laser beam welding. It is established that a six times increase of the welding speed (hybrid process) provides a two times narrowing of the weld cross-section, one-and-a-half times narrowing of the HAZ with longitudinal residual stresses and more than four times reduction of the transverse residual stresses.

Поступила в редакцию 17.05.2005,
в окончательном варианте 01.09.2005

ЛАЗЕРНАЯ РЕЗКА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Предлагаемый процесс лазерной резки заключается в раскрое листового материала по любому заданному контуру под действием лазерного излучения мощностью до 1 кВт. Продукты эрозии при этом удаляются из зоны действия излучения струей воздушно-кислородной смеси.

В состав оборудования входят быстропроточный технологический CO₂-лазер, трехкоординатный манипулятор, зеркала оптического тракта, резак с фокусирующим объективом.



Габариты разрезаемого листа зависят от размеров манипулятора и обычно составляют 1...2 м. Один из действующих в нашем отделе резательных комплексов показан на рисунке. По сравнению с микроплазменной технологией при лазерной резке значительно повышается точность (порядка $\pm 0,01$ мм), отсутствует конусность реза. Ширина реза достигает 0,7 мм, что значительно сокращает количество отходов, делает технологию экологичной, улучшает условия труда. Отсутствуют такие характерные для плазменной резки вредные факторы, как шум, свечение электрической дуги, значительно снижается выброс вредных аэрозолей. Можно резать неэлектропроводные материалы больших толщин. Производительность — до 500 мм/мин при резке черной стали толщиной 6 мм, до 2000 мм/мин при резке нержавеющей стали толщиной 1 мм.

Общий вид комплекса для лазерной резки с компьютерным управлением

Контакты: Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11, отд. № 77
Тел.: (38044) 261 52 28, 261 50 83, 269 19 11
Факс: (38044) 227 15 66
E-mail: shelyagin@paton.kiev.ua



РАСЧЕТНАЯ МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПАЯНЫХ ШВОВ

Е. А. ДЕНИСЕВИЧ, канд. техн. наук (НТУУ «Киевский политехнический институт»)

Приведена расчетная методика определения условия стойкости плоского фронта кристаллизации паяных швов на меди М1 самофлюсующим припоем на основе легкоплавкого сплава системы Sn–Pb–Bi и поверхностно-активных веществ в качестве флюсующих компонентов паяльной композиции. Кристаллизация является конечным этапом образования паяного шва и от условий ее протекания зависят эксплуатационные характеристики паяного соединения. Изучение процесса кристаллизации паяных швов расчетными методами открывает возможности для прогнозирования технологических параметров пайки изделий. Характеристики, получаемые в результате расчета, позволяют регулировать технологические условия пайки для повышения эксплуатационных характеристик паяных соединений.

Ключевые слова: пайка, медь, кристаллизация, плоский фронт, расчетная методика

Специфика процесса пайки такова, что кристаллизация паяных швов протекает с большой скоростью от поверхности паяемого металла, контактирующей с расплавом припоя, и является неравновесной. Неравновесные условия кристаллизации связаны с малым объемом расплава припоя в зазоре и особой геометрией прослойки расплава затвердевающего припоя, которая имеет небольшую толщину и заключена между твердыми поверхностями. В процессе кристаллизации паяных соединений происходит направленный отвод тепла в направлении паяемого металла, незначительный перегрев расплава припоя в зоне соединения, так как температура пайки близка к температуре начала затвердевания припоя.

Приведенные в работе расчеты условия стойкости плоского фронта кристаллизации низкотемпературного припоя системы Pb–Sn–Bi для электромонтажной пайки электротехнических изделий основаны на фундаментальных работах [1, 2], в которых качественно и количественно описаны процессы затвердевания жидкой фазы в зависимости от ее состава и условий затвердевания.

Постановка задачи и теоретические обобщения. Расчет параметров кристаллизации тройного сплава состава 22 % Pb–25 % Sn–53 % Bi начинают с анализа диаграммы состояния системы Pb–Sn–Bi, необходимые для расчетов характеристики определяют из справочных материалов (таблица, рис. 1).

Многокомпонентные сплавы, как и двухкомпонентные, могут образовывать плоский фронт кристаллизации, если градиент температуры на фронте кристаллизации достаточно большой, а скорость роста кристаллов мала. Для этих сплавов могут быть применены как критерии концентрационного переохлаждения, так и теория стойкости

Исходные данные для расчета параметров кристаллизации сплава системы Pb–Sn–Bi

Параметр	Значения
Концентрация компонента в припое $C_{пр}$, мас. %/ат. %:	
свинец	22/27
олово	35/35
висмут	53/38
Концентрация компонента в тройной эвтектике C_3 , мас. %/ат. %:	
олово	32/32
свинец	16/22
висмут	52/46
Концентрация компонента в двойной эвтектике, мас. %/ат. %:	
свинец в эвтектике Sn–Bi	42/57
олово в эвтектике Pb–Bi	56/56
Температура плавления $T_{пл}$, °C:	
свинца	327,3
олова	231,9
висмута	271,0
Температура ликвидуса припоя $T_{л}^{Pb-Sn-Bi}$	120,0
Температура плавления эвтектики T_3 , °C	
Pb–Sn–Bi	96,0
Pb–Bi	123,0
Sn–Bi	137,0
Pb–Sn	183,3
Теплота кристаллизации ΔH , кДж/моль	
свинца	-4,772
олова	-7,07
висмута	-10,9

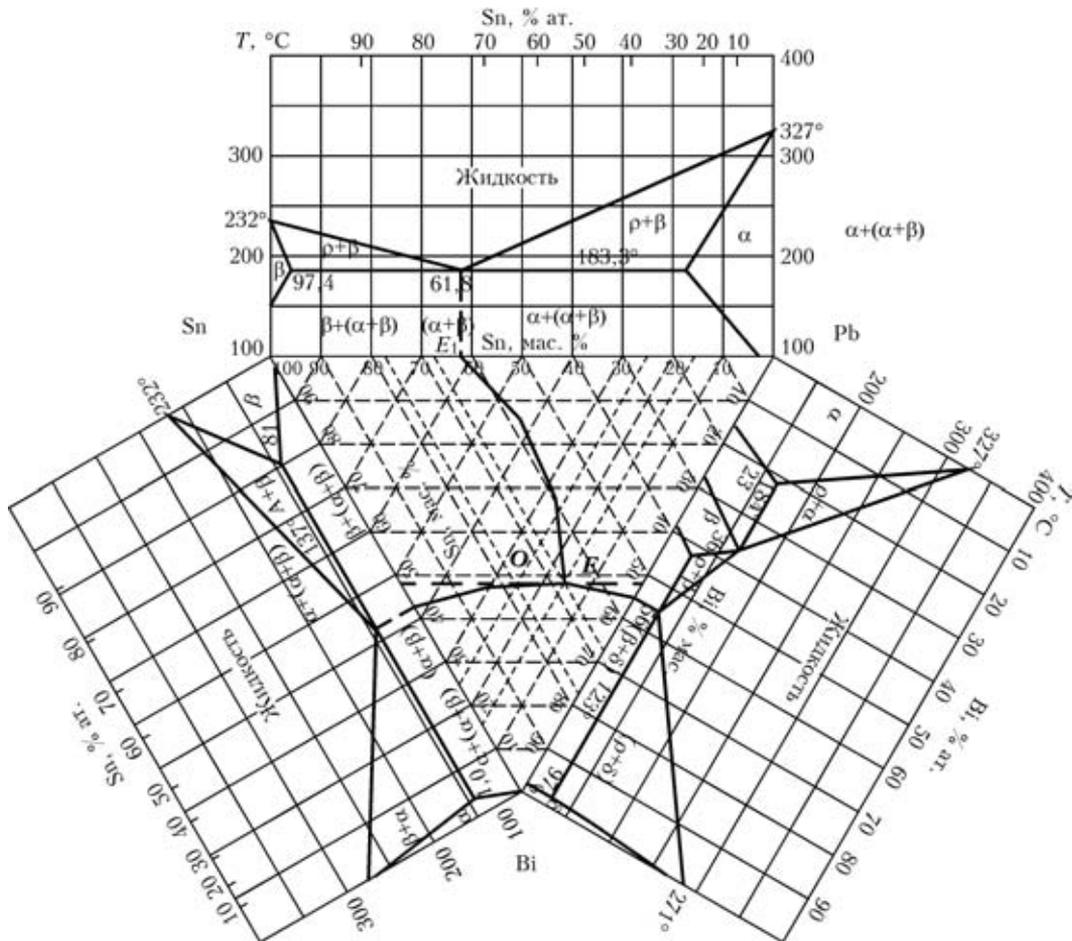


Рис. 1. Проекция поверхности ликвидуса тройной системы Pb–Sn–Bi: точка *O* соответствует составу припоя: Pb = 22 мас. % (27 ат. %); Sn = 25 мас. % (35 ат. %); Bi = 53 мас. % (38 ат. %); $T_{пл} = 120\text{ }^\circ\text{C}$; точка *E* — состав тройной эвтектики в системе Pb–Sn–Bi: $C_3^\Delta = 16\text{ } \%$ Sn (22 ат. % Sn); $C_3^\Delta = 32\text{ } \%$ Pb (32 ат. % Pb); $C_3^\Delta = 52\text{ } \%$ Bi (46 ат. % Bi); $T_{пл} = 96\text{ }^\circ\text{C}$

фронта кристаллизации, как это сделано в работе [3] для трехкомпонентных сплавов.

При описании кристаллизации припоя состава 22 % Pb–25 % Sn–53 % Bi условие стойкости плоского фронта кристаллизации состоит в том, что градиент фактической температуры на поверхности раздела твердой и жидкой фаз, определяемый технологическими факторами, может быть равным или большим, чем градиент температуры ликвидуса в трехкомпонентной системе. Тройной сплав состава 22 % Pb–25 % Sn–53 % Bi в процессе кристаллизации может иметь одно-, двух- и трехфазную структуру.

Изотермическое сечение диаграммы состояния системы Pb–Sn–Bi при $T_{пл} = 96\text{ }^\circ\text{C}$ приведено на рис. 2.

Сплав состава 22 % Pb – 25 % Sn – 53 % Bi (точка *O*) начинает затвердевать с образованием α -фазы — твердого раствора на основе олова. Обогащенная висмутом межкристаллитная жидкость перемещается по мере затвердевания приблизительно радиально соответственно «оловянному» углу диаграммы, направляясь по линии кристаллизации. Когда она пересекает линию двойной эвтектики, при достижении точки O_1 , на линии

E_2E начинается кристаллизация и рост двойной эвтектики Sn–Bi ($\alpha + \beta$); состав жидкой фазы изменяется по кривой E_2E вдоль линии двухфазного равновесия к точке *E* — точке образования тройной эвтектики при температуре 96 °C. При этой температуре оставшаяся жидкая фаза затвердевает с образованием тройной эвтектики.

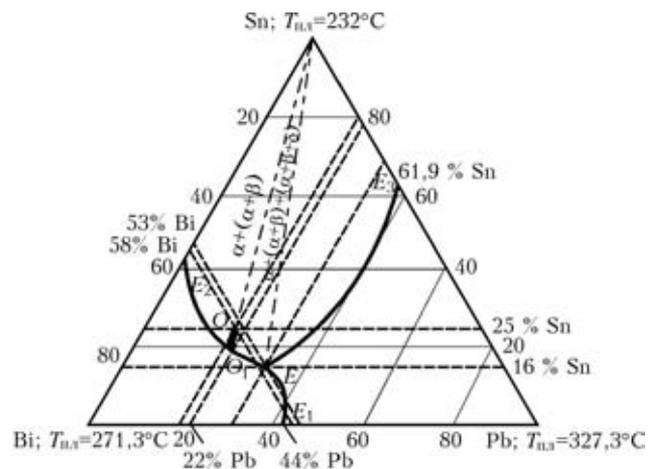


Рис. 2. Изотермическое сечение ($T_{пл} = 96\text{ }^\circ\text{C}$) диаграммы состояния системы Pb–Sn–Bi



Состав жидкой фазы в точке E , точке образования тройной эвтектики, такой, мас. %: Pb = 32, Sn = 16, Bi = 52. В этой точке при постоянной температуре заканчивается кристаллизация. Сплав, который отвечает эвтектическому составу, наиболее легкоплавкий, температура начала и конца кристаллизации этого сплава $T_3 = 96$ °С. Тройная эвтектика $\alpha + \beta + \delta$ состоит из трех твердых растворов; двойная эвтектика состоит из двух твердых растворов $\alpha + \beta$. В процессе кристаллизации межкристаллитная жидкость чаще всего обогащается растворенным веществом до тех пор, пока ее состав не достигнет минимума на поверхности ликвидуса, например состава тройной эвтектики. В общем случае сначала образуется одна фаза и по мере ее роста состав расплава и температура изменяются, определяя тем самым путь кристаллизации на поверхности ликвидуса, т. е. линию изменения химического состава жидкой фазы на диаграмме состояния. Когда эта линия достигнет линии двойной эвтектики, начнется образование второй фазы. Путь кристаллизации совпадает с линией двойной эвтектики до точки тройной эвтектики.

Результаты расчетов. Как и для двухкомпонентных сплавов, условие стойкости плоского фронта кристаллизации в системе Pb–Sn–Bi состоит в том, что градиент фактической температуры на поверхности распределения твердой и жидкой фаз может быть равным или большим градиента температуры ликвидуса в тройной системе.

Критерий концентрационного переохлаждения, который определяет стойкость плоского фронта кристаллизации, рассчитывается для начала процесса кристаллизации и для условий эвтектической кристаллизации.

В начале кристаллизации критерий концентрационного переохлаждения $G_{ж}/V$ определяется при допущении равновесных условий на фронте кристаллизации:

$$\frac{G_{ж}}{V} \geq \frac{m_{л}^{Pb} C_{0 Pb} (1 - K_{Pb})}{K_{Pb} D^{Pb-Bi}} - \frac{m_{л}^{Sn} C_{0 Sn} (1 - K_{Sn})}{K_{Sn} D^{Sn-Bi}},$$

где $G_{ж}$ — градиент температуры в расплаве на фронте кристаллизации; V — скорость роста кристаллов; D^{Pb-Bi} , D^{Sn-Bi} — коэффициенты диффузии растворенных в расплаве элементов; K_{Pb} , K_{Sn} — равновесные коэффициенты распределения растворенных элементов свинца и олова, определяемые как для двухкомпонентных сплавов; $C_{0 Pb}$, $C_{0 Sn}$ — исходная концентрация растворенных компонентов свинца и олова в расплаве припоя; $m_{л}^{Pb}$, $m_{л}^{Sn}$ — наклон линии ликвидуса, определяемый из двойной диаграммы состояния.

При кристаллизации трехфазных сплавов состав жидкости на фронте приблизительно равен

эвтектическому (C_3^{Pb} и C_3^{Sn}). Поэтому условия стойкости плоского фронта кристаллизации можно получить из предыдущего уравнения, если заменить состав жидкости на фронте кристаллизации эвтектическим составом:

$$\frac{G_{ж}}{V} \geq \frac{m_{л}^{Pb} (C_3^{Pb} - C_3^{Pb})}{D^{Pb-Bi}} - \frac{m_{л}^{Sn} (C_3^{Sn} - C_3^{Sn})}{D^{Sn-Bi}},$$

где C_3^{Pb} , C_3^{Sn} — содержание компонентов в тройной эвтектике.

Некоторые трудности при расчетах связаны с наличием на диаграмме состояния поверхности ликвидуса, а не линии ликвидуса и возможностью диффузионного взаимодействия растворенных компонентов. Использование критерия концентрационного переохлаждения в этом случае более сложно, так как для определения коэффициентов распределения по диаграмме состояния необходимо использовать коноды, а они определены только для небольшого числа систем. Однако, если поверхности ликвидуса и солидуса — плоскости, связанные конодами, коэффициенты распределения K_{Pb} и K_{Sn} , а также наклоны поверхности ликвидуса $m_{л}^{Pb}$ и $m_{л}^{Sn}$ постоянны и могут быть определены из соответствующих двойных диаграмм состояния.

Расчет параметров кристаллизации следует начинать с определения коэффициентов диффузии растворенных компонентов для систем Pb–Bi, Pb–Sn и Sn–Bi по формуле [3, 4] :

$$D_{ж} = D_0 \exp(-Q/RT).$$

Определим коэффициенты диффузии в системах Pb–Bi, Pb–Sn и Sn–Bi:

$$D^{Pb-Bi} = 1,83 \cdot 10^{-5} \exp\left(\frac{-18,4}{8,314 \cdot 373}\right) = 1,829 \cdot 10^{-5} \text{ (см}^2/\text{с)},$$

$$D^{Pb-Sn} = 2,79 \cdot 10^{-5} \exp\left(\frac{-8}{8,314 \cdot 373}\right) = 2,962 \cdot 10^{-5} \text{ (см}^2/\text{с)},$$

$$D^{Sn-Bi} = 2,61 \cdot 10^{-5} \exp\left(\frac{-10,3}{8,314 \cdot 373}\right) = 2,601 \cdot 10^{-5} \text{ (см}^2/\text{с)}.$$

Экспериментальные данные, приведенные в работе [3], свидетельствуют о некотором взаимодействии компонентов: важными могут оказаться перекрестные коэффициенты диффузии D^{Pb-Sn} и D^{Sn-Pb} ; возможно также, что коэффициенты распределения, обусловленные направлением конод, зависят от состава расплава.

Наклон поверхности ликвидуса определяется по формуле



$$m_{л} = \Delta T / C_{ж \max}$$

$$m_{л}^{Pb} = \frac{T_{э}^{Pb-Bi} - T_{пл}^{Pb}}{C_{э}^{Pb}} = \frac{123 - 327}{44} = -4,63 \text{ } ^\circ\text{C/ат. \%},$$

$$m_{л}^{Sn} = \frac{T_{э}^{Bi-Sn} - T_{пл}^{Sn}}{C_{э}^{Sn}} = \frac{137 - 231,9}{57} = -1,66 \text{ } ^\circ\text{C/ат. \%},$$

$$m_{л}^{Bi} = \frac{T_{э}^{Pb-Bi} - T_{пл}^{Bi}}{C_{э}^{Vi}} = \frac{123 - 271}{44} = -3,36 \text{ } ^\circ\text{C/ат. \%}.$$

Скорость роста кристаллов твердеющей фазы при равновесной кристаллизации можно определить по формуле из работы [3]:

$$-V = \frac{\Delta H^{Bi}}{4T_{пл}^{Bi}} \text{ (см/с)}, \quad -V = \frac{10,9}{4 \cdot 271,3} = 1 \cdot 10^{-2} \text{ см/с}.$$

Равновесный коэффициент распределения растворенного компонента на фронте кристаллизации:

$$K_{Pb} = 1 - \frac{m_{л} \Delta H^{Pb}}{VT_{пл}^{Pb}} = 1 - \frac{(-4,53)(-4,772)}{(327^2)1 \cdot 10^{-2}} = 1 - 0,02 = 0,98,$$

$$K_{Sn} = 1 - \frac{m_{л} \Delta H^{Sn}}{VT_{пл}^{Sn}} = 1 - \frac{(-1,66)(-7,07)}{(232^2)1 \cdot 10^{-2}} = 1 - 0,02 = 0,98.$$

Критерий концентрационного переохлаждения на начальной стадии кристаллизации

$$\frac{C_{ж}}{V} \geq \frac{m_{л}^{Pb} C_{0Pb} (1 - K_{Pb})}{K_{Pb} D^{Pb-Bi}} - \frac{m_{л}^{Sn} C_{0Sn} (1 - K_{Sn})}{K_{Sn} D^{Sn-Bi}} = \frac{-4,63 \cdot 27 \cdot (1 - 0,98)}{0,98 \cdot 1,83 \cdot 10^{-5}} - \frac{-1,66 \cdot 35 \cdot (1 - 0,98)}{0,98 \cdot 2,6^5} = 1,84 \cdot 10^5 \text{ } ^\circ\text{C/см}^2.$$

Сплавы, составы которых близки к тройной эвтектике, легко могут образовывать плоский фронт кристаллизации, если ограничения, которые создаются кинетикой фронта, малы

$$\frac{G_{ж}}{V} \geq \frac{m_{э}^{Pb} (C_{э}^{Pb} - C_{э}^{Pb})}{D^{Pb-Bi}} - \frac{m_{л}^{Sn} (C_{э}^{Sn} - C_{0Sn})}{D^{Sn-Bi}} = \frac{(-4,63)(32 - 27)}{1,829 \cdot 10^{-5}} - \frac{(1,66)(22 - 35)}{2,601 \cdot 10^{-5}} = 4,39 \cdot 10^5 \text{ } ^\circ\text{C/см}^2.$$

Состав жидкой фазы при условии равновесия на границе раздела твердой и жидкой фаз определяется положением поверхности ликвидуса на ди-

аграмме состояния. Концентрация компонента-растворителя в расплаве определяется в начале кристаллизации, т. е. при охлаждении от $T = 120 \text{ } ^\circ\text{C}$:

$$C_{ж}^{120} = \frac{1}{m_{л}^{Bi}} (T_{пл}^{120} - T_{пл}^{Bi}) = \frac{1}{-3,36} (120 - 271) = 44,94 \text{ ат. \% Bi}.$$

Концентрация компонента-растворителя при эвтектической реакции увеличивается:

$$C_{ж}^{96} = \frac{1}{m_{л}^{Bi}} (T_{э}^{96} - T_{пл}^{Bi}) = \frac{1}{-3,36} (96 - 271) = 52,08 \text{ ат. \% Bi}.$$

Средний состав твердой фазы зависит от отношения $G_{ж}/V$, соответственно концентрация компонентов в твердой фазе:

$$C_m^{Sn} = C_{э} + \frac{D^{Sn-Bi} C_{ж}}{m_{л}^{Sn} V} = 22 + \frac{2,6 \cdot 10^{-5} \cdot 1,84 \cdot 10^5}{(-1,66)} = 22 - 2,88 = 19,12 \text{ ат. \% Sn},$$

$$C_m^{Sn} = C_{э} + \frac{D^{Sn-Bi} C_{ж}}{m_{л}^{Sn} V} = 22 + \frac{2,6 \cdot 10^{-5} \cdot 4,35 \cdot 10^5}{(-1,66)} = 22 - 6,80 = 15,2 \text{ ат. \% Sn},$$

$$C_m^{Pb} = C_{э} + \frac{D^{Pb-Bi} C_{ж}}{m_{л}^{Pb} V} = 32 + \frac{1,83 \cdot 10^{-5} \cdot 4,35 \cdot 10^5}{(-4,36)} = 32 - 1,72 = 30,28 \text{ ат. \% Pb}.$$

По мере протекания процесса кристаллизации содержание растворенного компонента в твердой фазе постепенно повышается до значения $(C_{т}/C_0) = 1$, что отвечает равновесному распределению растворенного компонента.

Рассмотренный тип кристаллизации приводит к образованию кристаллов почти однородного состава по всей ширине соединения (по экспериментальным данным автора), кроме начальных и конечных переходных участков. Начальный переходный участок образуется в тот период, когда содержание растворенного компонента в пограничном слое еще не достигло максимального значения, которое отвечает постоянному (стационарному) режиму (рис. 3, а).

Конечный участок кристаллизации паяного шва, т. е. середина шва (рис. 3, б) значительно меньше начального, поскольку она возникает в результате быстрого затвердевания последней порции расплава, сильно обогащенной растворенным компонентом. Таким образом, ширина этого участка определяется характеристическим расстоянием (размером) пограничного слоя или отношением коэффициента диффузии к скорости роста

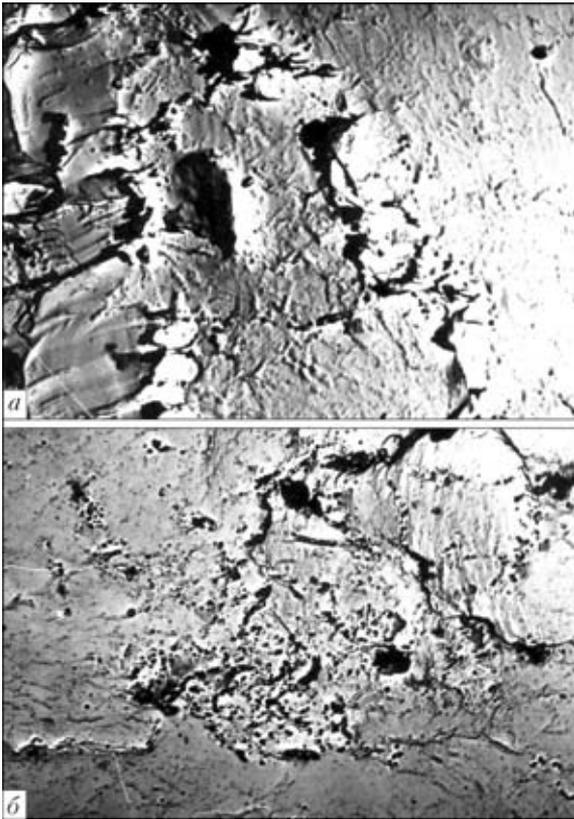


Рис. 3. Микроструктура (×8400) паяного шва, угольная реплика: *a* — начальный участок; *b* — середина

кристалла $D_{ж}/V$. Содержание растворенного компонента на конечном участке постепенно увеличивается от C к C_3 при затвердении, причем при концентрациях, больших C_{max} , паяный шов является двухфазным.

Окончательная микроструктура сплава состоит из трех фаз: α , β , δ . α -Фаза составляет основную массу в микроструктуре, причем около 20 % этой фазы представляют собой первичные кристаллы, другая часть затвердевает в составе эвтектик (рис. 4).

При отношении $G_{ж}/V$, которое недостаточно большое для сохранения стойкости плоского фронта, ячейки или дендриты одной или двух фаз прорастают от фронта в жидкость.

Solidification is the final stage of formation of a braze weld and the conditions of its running determine the brazed joint performance. The paper gives the calculation procedure for determination of the conditions of producing a flat front of braze weld solidification on M1 copper, using a self-fluxing brazing filler metal based on a low-melting alloy of SnPbBi system and surfactants as fluxing components of the brazing composition.

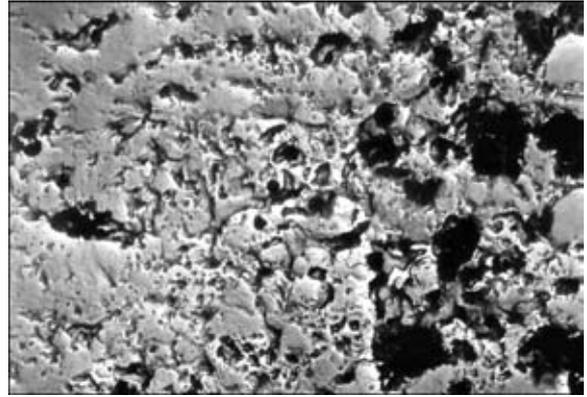


Рис. 4. Микроструктура паяного шва (×6400), угольная реплика

Металлографические исследования микроструктуры сплава системы Pb–Sn–Bi, выполненные автором, показали, что при довольно больших значениях $G_{ж}/V$ также для сплавов, которые существенным образом отличаются от эвтектических, были получены структуры, подобные эвтектическим. Такое явление выявлено для всех сплавов, за исключением близких к эвтектическим; для таких сплавов уже малые значения $G_{ж}/V$ обеспечивают стойкость плоского фронта кристаллизации.

Выводы

1. Определение условия устойчивости плоского фронта кристаллизации паяных швов расчетными методами. Характеристики, получаемые в результате расчета, позволяют регулировать технологические условия пайки для повышения эксплуатационных характеристик паяных соединений.

2. Металлографический анализ паяных швов подтверждает соответствие результатов расчета характеру распределения образующихся в паяных швах структур.

1. Гуляев А. П. *Металловедение*. — 4-е изд. — М.: Оборонгиз, 1963. — 460 с.
2. Флемингс М. *Процессы затвердевания* / Пер. с англ. — М.: Мир, 1977. — 424 с.
3. Хансен М., Андерко К. *Структуры бинарных сплавов*. — М.: Металлургиздат, 1962. — 1488 с.
4. Ларииков Л. Н., Исайчев В. И. *Диффузия в металлах и сплавах: Справ.* — Киев: Наук. думка, 1987. — 509 с.

Поступила в редакцию 25.05.2006



УДК 533.9:621.793.7

ДИНАМИКА ДВИЖЕНИЯ И НАГРЕВА ПОРОШКА ПРИ ДЕТОНАЦИОННОМ НАПЫЛЕНИИ ПОКРЫТИЙ

В. А. УЛЬШИН, д-р техн. наук, **М. Ю. ХАРЛАМОВ**, канд. техн. наук (Восточноукр. нац. ун-т им. В. Даля),
Ю. С. БОРИСОВ, **Е. А. АСТАХОВ**, доктора техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложена математическая модель, описывающая взаимодействие частицами порошка с продуктами детонации внутри ствола детонационной установки и в пространстве между срезом ствола и напыляемым изделием. Сопоставлены расчетные и экспериментальные результаты. Численно исследованы особенности поведения порошковых частиц при детонационном напылении.

Ключевые слова: детонационное напыление, покрытие, технологические режимы, оптимизация, математическая модель, параметры потока частиц

Скорость и температура напыляемых частиц являются определяющими параметрами в формировании структуры и свойств газотермических покрытий, в том числе детонационных. Экспериментальные исследования взаимодействия частиц порошка с продуктами детонации являются трудоемкими и дорогостоящими. Кроме того, их проведение осложняет некоторые особенности детонационного напыления покрытий (ДНП): высокие скорости газовой и дисперсной фаз; малые размеры частиц используемого порошка; импульсный характер процесса ДНП и пр. Связи с этим актуальным становится создание математических моделей и разработка на их основе программных комплексов для исследований и оптимизации технологических процессов ДНП.

В известных работах по ДНП обычно рассматривается только одномерный разгон дисперсной смеси в стволе детонационной установки (ДУ) [1–4]. Влияние зоны вне ствола на параметры потока освещено в работе [5]. Однако при этом сделан ряд допущений, существенно снижающих точность вычислений: пренебрегается влиянием дисперсной фазы на газ, для начального распределения газового потока в стволе выбирается ав-

томодельное решение для плоской детонационной волны (ДВ) и др.

Для оптимизации технологических режимов ДНП необходимо изучить особенности нагрева и ускорения напыляемых частиц порошка как внутри ствола ДУ, так и в пространстве между ним и напыляемым изделием, в том числе при использовании стволов переменного по длине сечения.

Математическая постановка задачи выглядит следующим образом. Ствол ДУ длиной L , имеющий цилиндрическую форму с внутренним диаметром d , либо ствол с переменным сечением и выходным диаметром d частично или полностью заполнен детонационно-способной смесью газов, имеющих начальное давление p_0 , плотность ρ_0 и температуру T_0 . Внутри ствола в области z_1, z_2 ($0 \leq z_1 \leq z_2 \leq L$) находится газозвесь твердых сферических частиц диаметром d_p . При инициировании у левого закрытого конца ствола формируется ДВ, распространяющаяся по смеси со скоростью D (рис. 1). После достижения ДВ правого открытого конца ствола начинается истечение продуктов детонации (ПД) и дисперсных частиц в окружающее газовое пространство.

При этом сделаны следующие допущения: давление создается только газом, влиянием порошковых частиц пренебрегают; вязкость и теплопроводность фаз учитывается лишь в процессах

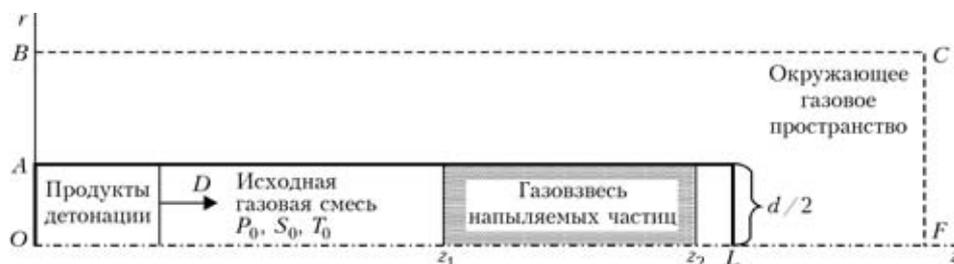


Рис. 1. Схема ствола детонационной установки и расчетной области (см. обозначения в тексте)



межфазного взаимодействия; расстояние, на котором параметры течения значительно меняются, много больше размера частиц и дистанции между ними; частицы сферические монодисперсные и не вступают в химические реакции с ПД; дробление и столкновение частиц отсутствуют; ПД до начала истечения рассматриваются как реагирующая среда, имеющая в каждой точке равновесный химический состав, а после начала истечения — как инертный газ с постоянным показателем адиабаты; влияние частиц на характеристики ДВ не учитывается.

Система уравнений двумерного осесимметричного нестационарного движения газозвеси имеет вид [6]

$$\begin{aligned} \frac{\partial \rho_i}{\partial t} + \frac{1}{r} \frac{\partial(r\rho_i v_i)}{\partial r} + \frac{\partial(\rho_i u_i)}{\partial z} &= 0, \\ \frac{\partial(\rho_i v_i)}{\partial t} + \frac{1}{r} \frac{\partial(r\rho_i v_i^2)}{\partial r} + \frac{\partial(\rho_i v_i u_i)}{\partial z} + \varepsilon_i \frac{\partial p}{\partial r} &= (-1)^i f_r n; \\ \frac{\partial(\rho_i u_i)}{\partial t} + \frac{1}{r} \frac{\partial(r\rho_i v_i u_i)}{\partial r} + \frac{\partial(\rho_i u_i^2)}{\partial z} + \varepsilon_i \frac{\partial p}{\partial z} &= (-1)^i f_z n; \\ \frac{\partial(\rho_2 e_2)}{\partial t} + \frac{1}{r} \frac{\partial(r\rho_2 e_2 v_2)}{\partial r} + \frac{\partial(\rho_2 e_2 u_2)}{\partial z} &= qn; \\ \sum_{i=1}^2 \left[\frac{\partial(\rho_i E_i)}{\partial t} + \frac{1}{r} \frac{\partial(r\rho_i v_i E_i)}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial(r\varepsilon_i p v_i)}{\partial r} + \frac{\partial(\rho_i u_i E_i)}{\partial z} + \frac{\partial(\varepsilon_i p u_i)}{\partial z} \right] &= 0, \\ \rho_i &= \varepsilon_i \rho_i^0, \quad E_i = e_i + (v_i^2 + u_i^2)/2, \\ n &= 6\varepsilon_2 / (\pi d_p^3), \quad \varepsilon_1 + \varepsilon_2 = 1, \quad \rho_2^0 = \text{const}, \quad i = 1, 2, \end{aligned} \quad (1)$$

где v_i и u_i — составляющие скорости соответственно в радиальном r и осевом z направлениях; e_i , E_i — соответственно удельные внутренняя и полная энергии i -й фазы; f_z , f_r — составляющие силового взаимодействия со стороны газа на дисперсную частицу в цилиндрических координатах; q — интенсивность притока тепла к поверхности отдельной частицы; n — количество дисперсных частиц в единице объема смеси. Доля объема смеси, занятая i -й фазой, характеризуется ее объемным содержанием ε_i . Каждой точке объема смеси ставится в соответствие средняя плотность фаз ρ_i , характеризующая массу фазы в единице объема, и истинная плотность фаз ρ_i^0 , характеризующая плотность составляющих их веществ. Индексы $i = 1$ принадлежат газовой, а $i = 2$ — дисперсной фазам.

Используется уравнение состояния идеального газа

$$p = \rho_1^0 R T_1 / \mu_1, \quad (2)$$

где R — универсальная газовая постоянная; μ_1 — молекулярная масса ПД; T_1 — температура газовой фазы.

До начала истечения ПД для реагирующего потока газа в стволе ДУ применяются уравнения, полученные для внутренней энергии газа $e_1(T_1, \mu_1)$ и химического равновесия $\mu_1(\rho_1, T_1)$ [7, 8]. После начала истечения ПД для внутренней энергии газа используется уравнение

$$e_1 = \int_{T_0}^{T_i} c_1(T) dT, \quad (3)$$

где $c_1(T)$ — удельная теплоемкость газа при постоянном его объеме; $T_0 = 273,15$ К.

Уравнение для внутренней энергии дисперсной фазы учитывает возможный фазовый переход (плавление частиц):

$$e_2 = \begin{cases} \int_{T_0}^{T_2} c_2(T) dT, & \text{если } T_2 < T_{2\text{пл}}, \\ \int_{T_0}^{T_2} c_2(T) dT + (1 - m/m_2) \Delta h, & \text{если } T_2 = T_{2\text{пл}}, \\ \int_{T_0}^{T_2} c_2(T) dT + \Delta h, & \text{если } T_2 > T_{2\text{пл}}, \end{cases} \quad (4)$$

где $c_2(T)$ — удельная теплоемкость частиц; T_2 — температура дисперсной фазы; $T_{2\text{пл}}$ — температура плавления дисперсной фазы; m/m_2 — относительная доля расплавленного слоя массой m в массе частицы m_2 , $m_2 = (\pi d_p^3 \rho_2^0) / 6$; Δh — удельная теплота плавления.

Система уравнений (1)–(4) замыкается путем задания законов межфазового силового и теплового взаимодействия газовой и дисперсной фаз [9]:

$$\begin{aligned} f_z &= \frac{1}{2} C_d \rho_1^0 \Delta v (u_1 - u_2) \frac{\pi d_p^2}{4}; \\ f_r &= \frac{1}{2} C_d \rho_1^0 \Delta v (v_1 - v_2) \frac{\pi d_p^2}{4}; \\ q &= \pi d_p \lambda_1 \text{Nu} (T_1 - T_2); \\ \Delta v &= \sqrt{(v_1 - v_2)^2 + (u_1 - u_2)^2}, \end{aligned} \quad (5)$$

где $C_d(\text{Re}, \text{M})$ — коэффициент сопротивления сферических частиц диаметром d_p ; Re , M — числа соответственно Рейнольдса и Маха; λ_1 — коэффициент теплопроводности газа; Nu — число Нуссельта; Δv — модуль вектора относительной скорости газовой и дисперсной фаз.



Выражения для C_d и Nu задаются в виде следующих зависимостей [9]:

$$C_d = C_d^0 [1 + \exp(-0,427M^{4,63})] \varepsilon_1^{-k} \quad (k = \text{const});$$

$$C_d^0 = \frac{24}{Re} + \frac{4}{\sqrt{Re}} + 0,4 \leq Re \leq 2 \cdot 10^5,$$

$$Re = \frac{\rho_1^0 \Delta d_p}{\eta}, \quad M = \frac{\Delta v}{a_1}, \quad a_1^2 = \gamma \frac{p}{\rho_1^0}; \quad (6)$$

$$Nu = 2 \exp(-M) + 0,45 Re^{0,55} Pr^{0,33}, \quad Pr = \gamma \frac{c_1 \eta}{\lambda_1}.$$

Здесь C_d^0 — коэффициент аэродинамического сопротивления одиночной сферической твердой частицы для условий обтекания ее безграничным стационарным потоком несжимаемой жидкости; k — коэффициент, учитывающий стесненность потока; Pr — число Прандтля; a_1 и η — соответственно скорость звука и динамическая вязкость газовой фазы; γ — показатель адиабаты газа.

Граничные условия задаются следующим образом. На оси симметрии и стенках ствола ДУ ставятся условия непротекания газа и дисперсных частиц. До тех пор, пока ДВ не достигла открытого конца ствола, ее параметры находятся по соотношениям для фронта ДВ [10] (правое граничное условие), с условием Чепмена–Жуге $D = u_1 + a_1$. В плавнотсужающихся или расширяющихся стволах ДУ движение ДВ описывается уравнением

$$\frac{dD}{dt} = \left((D - u_1) \frac{\partial \ln \rho_1}{\partial z} - \frac{\partial u_1}{\partial z} - u_1 \frac{d \ln S}{dz} \right) / \frac{d \ln \rho_s}{dD}, \quad (7)$$

где S — площадь поперечного сечения ствола; ρ_s — плотность на фронте ДВ.

После достижения ДВ открытого конца ствола ДУ на открытых границах расчетной области AB и BC (см. рис. 1) ставятся условия свободного протекания фаз, на правой границе CF , согласно [11] — условие непротекания для газовой фазы и свободного проникновения для дисперсной фазы, т. е. достигший преграды порошок напыляется на нее. В зависимости от исследуемой задачи на правой границе CF расчетной области может ставиться также условие свободного протекания фаз, как и на остальных открытых границах.

При изучении динамики поведения одиночных частиц порошка полагается, что $\varepsilon_2 = 0$, а поведение частицы в нестационарном потоке ПД описывается уравнениями:

$$m_2 \left(\frac{\partial u_2}{\partial t} + \frac{1}{r} \frac{\partial (ru_2 v_2)}{\partial r} + \frac{\partial (u_2^2)}{\partial z} \right) = f_z;$$

$$m_2 \left(\frac{\partial v_2}{\partial t} + \frac{1}{r} \frac{\partial (rv_2^2)}{\partial r} + \frac{\partial (u_2 v_2)}{\partial z} \right) = f_r; \quad (8)$$

$$m_2 \left(\frac{\partial e_2}{\partial t} + \frac{1}{r} \frac{\partial (re_2 v_2)}{\partial r} + \frac{\partial (e_2 u_2)}{\partial z} \right) = q.$$

Расчет температурного поля в сферической частице, движущейся в детонационно-газовой струе, осуществляется с использованием нестационарного уравнения теплопроводности

$$\rho_2 c_2(T) \frac{\partial T_p}{\partial t} = \frac{1}{r_p^2} \frac{\partial}{\partial r_p} \left(r_p^2 \lambda_2(T) \frac{\partial T_p}{\partial r_p} \right), \quad (9)$$

где $T_p(r_p, t)$ — пространственно-временное распределение температуры; r_p — пространственная координата в симметричной сферической частице; $\lambda_2(T)$ — коэффициент теплопроводности частицы.

Начальные и граничные условия для уравнения (9) задаются в виде

$$T_p(r_p, 0) = T_p^0; \quad \frac{\partial T_p}{\partial r_p} \Big|_{r_p=0} = 0;$$

$$-\left(\lambda_2 \frac{\partial T_p}{\partial r_p} \right) \Big|_{r_p=d_p/2} = \alpha(T_s - T_g), \quad (10)$$

где T_p^0 — начальная температура частицы; T_s — температура поверхности частицы; T_g — температура ПД в точке нахождения частицы; $\alpha = \lambda_2 Nu / d_p^2$ — коэффициент теплоотдачи.

Степень расплавления частицы определяется совместным решением (9) и уравнения

$$\rho_2 \Delta h \frac{df}{dt} = \lambda_2 \frac{\partial T_p}{\partial r_p} \Big|_{r_p=f-0} - \lambda_2 \frac{\partial T_p}{\partial r_p} \Big|_{r_p=f+0}, \quad (11)$$

где f — координата фронта плавления. На границе фазового перехода $T_p(f, t) = T_{2пл}$.

Численное решение задачи динамики двухфазного потока выполнено методом «крупных частиц» [11], задачи расчета температурного поля в напыляемой частице — методом конечных разностей. При проведении вычислений для ствола ДУ переменного по длине сечения использовали неравномерную по Δr расчетную сетку (рис. 2).

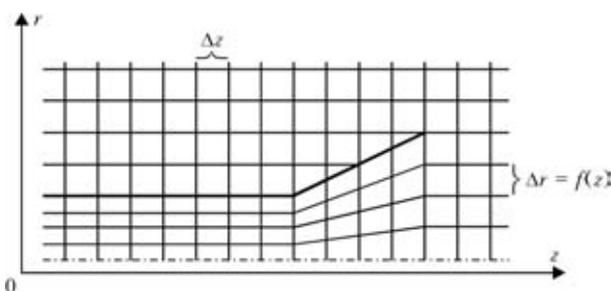


Рис. 2. Расчетная сетка для ствола переменного сечения

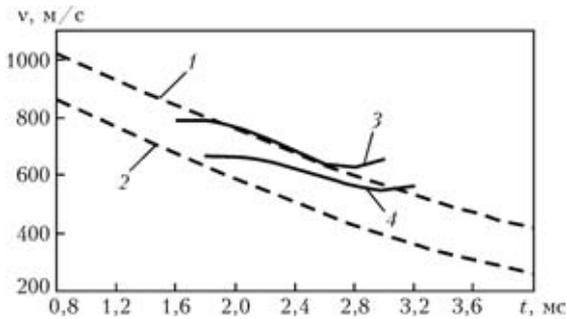


Рис. 3. Зависимость скорости частиц никеля диаметром 20...40 (1, 2) и 30 мкм (3, 4) от времени истечения ПД: 1, 2 — экспериментальные данные; 3, 4 — расчетные; 1, 3 — газовая смесь $C_2H_2 + 3,5\% O_2$; 2, 4 — $C_2H_2 + O_2$; ствол ДУ длиной 1,2 м и диаметром 20 мм; навеска 150 мг; глубина загрузки 600 мм; дистанция напыления 0,2 м

На основе предложенной математической модели разработан программный комплекс для компьютерного моделирования процесса детонационного напыления, который представляет собой набор прикладных программ для расчета параметров ДВ для газовых смесей, используемых при ДНП, а также для моделирования процессов ускорения и нагрева напыляемого порошка.

Экспериментальную проверку разработанной модели поведения двухфазного потока при детонационном напылении проводили на ДУ со стволом длиной 1,2 м и диаметром 20 мм. Для определения скорости частиц использовали фотодатчики [12], для измерения температуры — термометры сопротивлений в виде пластинок из фольги [13, 14]. Рассмотрим некоторые результаты компьютерного моделирования и экспериментального исследования поведения порошковых частиц при детонационном напылении.

На рис. 3 представлены экспериментальные и расчетные кривые изменения скорости частиц никеля от времени истечения ПД из ствола ДУ. При проведении расчетов полагали, что длина исходного порошкового облака в стволе составляла 0,2 м, а глубину загрузки отсчитывали от центра облака газозвеси. Некоторое несоответствие расчетных и экспериментальных данных связано с погрешностями измерений при использовании фотодатчиков. Причиной ошибок, возникающих при определении средней скорости движения частиц порошка, в основном является сложность регистрации свечения двухфазного потока. Кроме того, различия в полученных экспериментальных и расчетных значениях скорости частиц обусловлены такими факторами, как использование в реальных условиях полидисперсных порошков, имеющих несферическую форму (при этом более мелкие частицы фракции, движущиеся с более высокими скоростями, излучают интенсивнее крупных, что также приводит к погрешностям), сложность точной локализации порошкового облака в стволе ДУ, принятые при моделировании допущения о

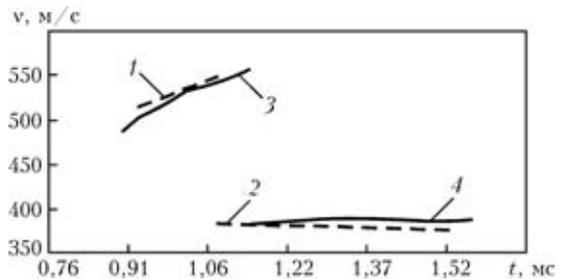


Рис. 4. Результаты экспериментов (1, 2) [16] и моделирования (3, 4), полученные при метании частиц оксида алюминия в трубе с расширяющимся соплом (1, 3) и прямой (2, 4): 1, 3 — ствол ДУ длиной 0,75 м с соплом длиной 0,2 м и углом образующей $2,9^\circ$; 2, 4 — ствол ДУ длиной 0,95 м; газовая смесь $C_2H_2 + 2,5\% O_2$; диаметр частиц 87 мкм; глубина загрузки 300 мм; измерения выполняли на расстоянии 35 мм от среза ствола; время от начала истечения ПД

равномерном распределении частиц в исходном порошковом облаке и др.

Имеется ряд экспериментальных работ [15, 16] и др., в которых динамику ускорения как одиночных частиц, так и порошкового облака, исследовали методами лазерной визуализации. Результаты экспериментов по метанию газозвеси частиц оксида алюминия в цилиндрической прямой трубе и с расширяющимся соплом [16] и соответствующие им расчетные кривые приведены на рис. 4. Из рисунка следует, что использованное в работе [16] сопло ДУ увеличивает скорость частиц Al_2O_3 относительно прямой трубы приблизительно на 30 % в случае использования смеси $C_2H_2 + 2,5\% O_2$.

Данные о температуре напыляемых частиц, полученные при эксперименте и моделировании, приведены на рис 5–8. Наблюдается их хорошее соответствие, максимальное отличие по абсолютной величине составляет не более 15 %. Экспериментально измеренные значения температуры напыляемых частиц в среднем на $200^\circ C$ ниже расчетных. Одной из причин является то, что при этом не учитывались процессы теплообмена между пластинкой с напыленным покрытием и окружающей средой.

Из представленных данных видно, что разработанная модель хорошо описывает поведение порошковых частиц при детонационном напылении. Погрешность в пределах 5 % для скорости частиц (по сравнению с данными, полученными методом лазерной визуализации) и 15 % для температуры частиц можно считать приемлемой для исследования и отработки режимов нагрева и движения частиц порошка в детонационно-газовой струе.

С помощью разработанной математической модели проведено исследование влияния начального радиального расположения частиц порошка в стволе ДУ на их последующее поведение. Моделировали траекторию частиц оксида алюминия, загруженных на глубину 170 мм от среза ствола

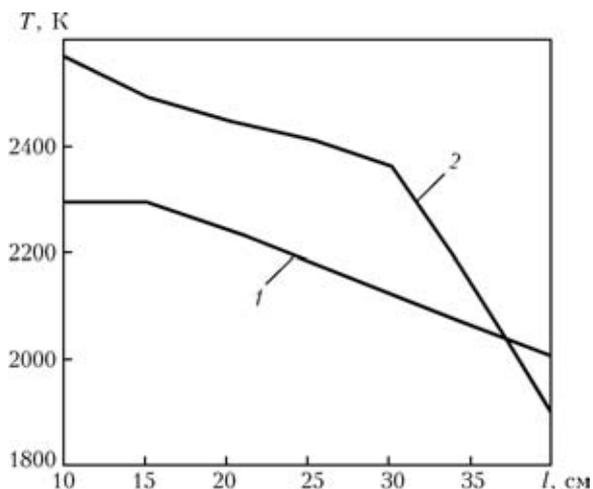


Рис. 5. Зависимость температуры частиц оксида алюминия от дистанции напыления: 1 — экспериментальные данные; 2 — расчетные; ствол ДУ длиной 1,2 м и диаметром 20 мм; газовая смесь $C_2H_2 + 1,5\% O_2$; диаметр частиц 10 мкм; глубина загрузки 250 мм

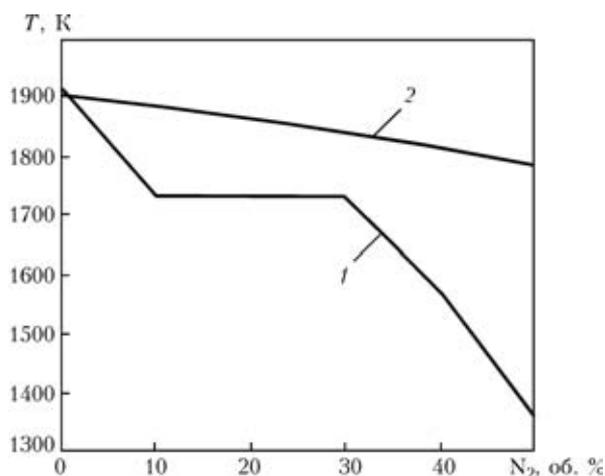


Рис. 8. Зависимость температуры частиц никеля от объемного соотношения азота в смеси $C_2H_2 + O_2 + N_2$: 1, 2 — см. рис. 5; ствол ДУ длиной 1,2 м и диаметром 20 мм; диаметр частиц 30 мкм; глубина загрузки 200 мм; дистанция напыления 120 мм

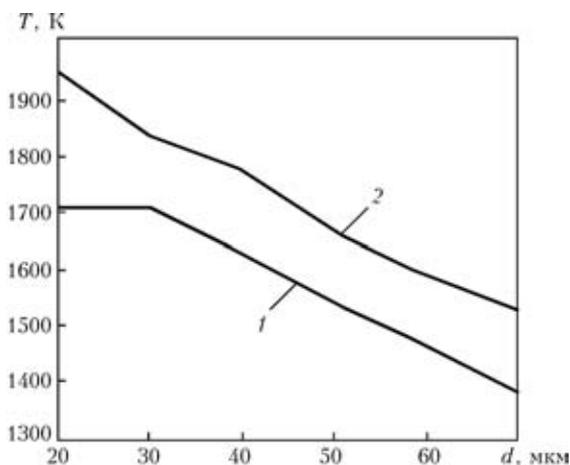


Рис. 6. Зависимость температуры частиц никеля от диаметра частиц: 1, 2 — см. рис. 5; ствол ДУ длиной 1,2 м и диаметром 20 мм; газовая смесь $C_2H_2 + O_2 + 35\% N_2$; глубина загрузки 200 мм; дистанция напыления 120 мм

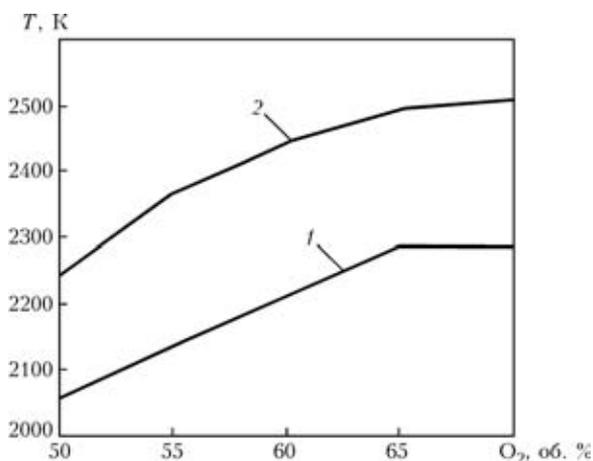


Рис. 7. Зависимость температуры частиц оксида алюминия от объемной доли кислорода в смеси $C_2H_2 + O_2$: 1, 2 — см. рис. 5; ствол ДУ длиной 1,2 м и диаметром 20 мм; диаметр частиц 10 мкм; глубина загрузки 250 мм; дистанция напыления 120 мм

и расположенных у стенки ствола, на его оси и в промежуточном положении между осью и стенкой ствола. Результаты моделирования представлены на рис. 9.

Мелкодисперсный порошок, изначально расположенный у стенки ствола, при вылете в окружающее газовое пространство увлекается расширяющимся потоком газа, приобретая при этом радиальную скорость (рис. 9, а). Угол между осью ствола и траекторией движения составляет приблизительно 3° , что находится в хорошем соответствии с экспериментальными данными [17], полученными методом сверхскоростной фоторегистрации. Частицы, расположенные на оси ствола, от прямолинейной траектории движения отклоняются незначительно так же, как и крупнодисперсные частицы (рис. 9, б) и частицы с большей плотностью, независимо от их начального радиального положения. Характер движения частиц в стволе прямолинейный.

С помощью нестационарного уравнения теплопроводности при расчетах получены пространственно-временное распределение температуры в напыляемой частице (рис. 10). Немонотонный характер распределения температуры обусловлен изменением скорости ПД в стволе ДУ и уменьшением температуры газа, окружающего порошок. Быстрое падение скорости газового потока за фронтом ДВ приводит к снижению числа Рейнольдса для частицы и соответственно числа Нуссельта, характеризующего теплообмен между частицами и газом (плато температуры на рис. 10). После выхода ДВ на срез и последующего истечения ПД внутрь ствола ДУ распространяется волна разряжения, обуславливающая рост скорости ПД и частиц и приводящая к интенсификации межфазового теплообмена. В дальнейшем по мере понижения температуры ПД в процессе истечения из ствола рост

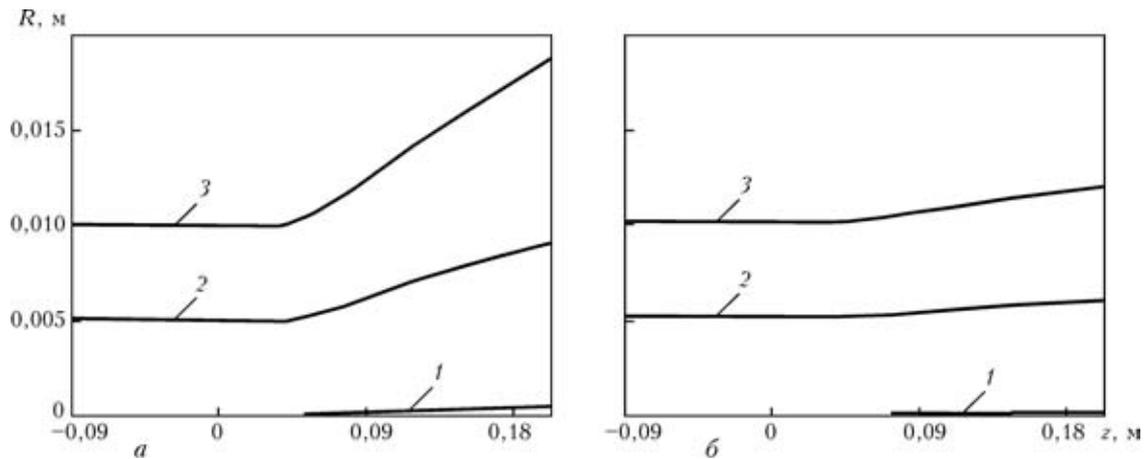


Рис. 9. Зависимость траектории движения частиц диаметром 40 (а) и 85 мкм (б) от их начального радиального R расположения от оси ствола ДУ: 1 — $R = 0$; 2 — 5; 3 — 10 мм; газовая смесь $C_2H_2 + 2,5\% O_2$; ствол ДУ длиной 1,3 м и диаметром 20 мм; глубина загрузки 170 мм дистанция напыления 0,2 м; осевая координата отсчитывается от среза ствола

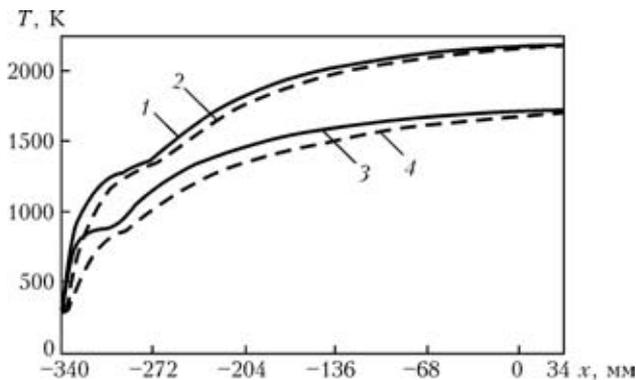


Рис. 10. Профили температуры поверхности (1, 3) и центра (2, 4) частиц оксида алюминия диаметром 50 (1, 2) и 85 мкм (3, 4) вдоль оси детонационно-газовой струи; газовая смесь $C_2H_2 + 1,5\% O_2$; ствол ДУ длиной 1,2 м и диаметром 21 м; глубина загрузки 340 мм; осевая координата отсчитывается от среза ствола

температуры напыляемых частиц становится менее интенсивным.

Выводы

1. Разработанная математическая модель позволяет определять пространственно-временные параметры потока напыляемых частиц как внутри ствола ДУ, так и в пространстве между срезом ствола и напыляемым изделием (в отличие от существующих моделей), в том числе и при использовании стволов переменного сечения. Это дает возможность прогнозировать параметры напыляемых частиц непосредственно перед взаимодействием с напыляемым изделием с учетом влияния дистанции напыления. Погрешность в экспериментальных и расчетных данных не превышает 5 % для скорости и 15 % для температуры частиц, поэтому разработанную модель можно применять при проведении численных исследований и отработке режимов нагрева и движения частиц порошка при детонационном напылении.

2. С уменьшением плотности материала частиц и их диаметра увеличивается степень их радиального отклонения от первоначального положения. Степень радиального смещения частиц в процессе их движения зависит также от первоначального положения относительно оси ствола ДУ. Радиальное смещение частиц порошка, расположенных на оси ствола, незначительно, но существенно возрастает, если частицы расположены вблизи стенок ствола.

3. Разгон и нагрев частиц при детонационном напылении осуществляется в два этапа — за ДВ и в волне разряжения. Уменьшение скорости газового потока за фронтом ДВ приводит практически к прекращению разгона частиц и уменьшению теплового потока между газом и частицами. После выхода ДВ на срез внутри ствола ДУ распространяется волна разряжения, приводящая к увеличению скорости ПД и частиц порошка, а также интенсификации теплообмена.

4. Данная модель распространяется на случай частичного заполнения ствола детонационной смесью, когда оставшуюся часть ствола занимает нереагирующий газ. При этом после выхода ДВ на контактную границу газовая смесь — нереагирующий газ происходит распад ДВ на ударную, движущуюся по нереагирующему газу, и разряжения, движущуюся в обратном направлении по ПД.

5. Модель движения и нагрева частиц порошка может быть использована в экспертных системах и системах поддержки принятия решений при проектировании технологических процессов детонационного напыления покрытий.

1. Гладиллин А. М., Карпиловский Е. И., Корнев А. Д. Расчет параметров двухфазной среды в стволе детонационной установки, используемой для нанесения покрытий // Физика горения и взрыва. — 1978. — № 1. — С. 123–128.
2. Исследование динамики ускорения и нагрева металлических частиц за детонационной волной / В. М. Бойко, В. В. Григорьев, С. А. Ждан и др. // Там же. — 1983. — № 4. — С. 133–136.



3. *Computational code for detonation spraying process* / Т. Р. Gavrilenko, Yu. A. Nikolaev, V. Yu. Ulianitsky et al. // Proc. of the 15th Intern. thermal spray conf., Nice, France, May 25–29, 1998. — Ohio, USA: Materials Park, 1998. — С. 1475–1483.
4. *Долматов А. И., Жеманюк П. Д.* Численное моделирование динамики двухфазного потока в стволе детонационной установки // *Технолог. системы.* — 2001. — № 4. — С. 12–16.
5. *Кантор Л. А., Кантор С. А., Стронгин М. П.* Расчет процесса детонационно-газового нанесения защитных покрытий // *Физика горения и взрыва.* — 1987. — № 4. — С. 131–135.
6. *Нигматулин Р. И.* Основы механики гетерогенных сред. — М.: Наука, 1978. — 336 с.
7. *Ждан С. А., Феденюк В. И.* Параметры равновесного газового потока в стволе детонационной установки // *Физика горения и взрыва.* — 1982. — № 6. — С. 103–107.
8. *Николаев Ю. А.* Модель кинетики химических реакций при высоких температурах // Там же. — 1978. — № 4. — С. 73–76.
9. *Ивандаев А. И., Кутушев А. Г., Нигматулин Р. И.* Газовая динамика многофазных сред. Ударные и детонационные волны в газозвесах. — М.: ВИНТИ, 1981. — Т. 16. — С. 209–287. — (Итоги науки и техники. Сер. МЖГ).
10. *Физика взрыва* / Ф. А. Баум, Л. П. Орленко, К. П. Станюкович и др. — М.: Наука, 1975. — 704 с.
11. *Белоцерковский О. М., Давыдов Ю. М.* Метод крупных частиц в газовой динамике. — М.: Наука, 1982. — 392 с.
12. *Экспериментальное определение динамических характеристик двухфазного потока при детонационном напылении* / В. С. Клименко, В. Г. Скадин, С. Ю. Шаривкер, Е. А. Астахов // *Физика и химия обраб. материалов.* — 1978. — № 3. — С. 53–57.
13. *Определение температуры неэлектропроводного порошка при детонационном напылении* / В. С. Клименко, В. Г. Скадин, С. Ю. Шаривкер и др. // *Порошк. металлургия.* — 1978. — № 6. — С. 78–81.
14. *Определение температуры электропроводного порошка при детонационном напылении* / В. С. Клименко, В. Г. Скадин, С. Ю. Шаривкер и др. // Там же. — 1978. — № 7. — С. 74–77.
15. *Быстродействующая лазерная визуализация частиц, метаемых детонационной волной* / В. М. Бойко, Т. П. Гавриленко, В. В. Григорьев и др. // *Физика горения и взрыва.* — 1983. — № 3. — С. 126–133.
16. *Григорьев В. В.* Использование сопла при метании частиц потоком продуктов газовой детонации в трубах // Там же. — 1996. — № 5. — С. 21–29.
17. *Зверев А. И., Шаривкер С. Ю., Астахов Е. А.* Детонационное напыление покрытий. — Л.: Судостроение, 1979. — 232 с.

A mathematical model was proposed, describing the interaction of powder particles and detonation products inside a D-gun barrel and in the space between the barrel edge and sprayed part. Design and experimental results are compared. Features of behaviour of powder particles in detonation spraying were studied by numerical methods.

Поступила в редакцию 02.06.2005

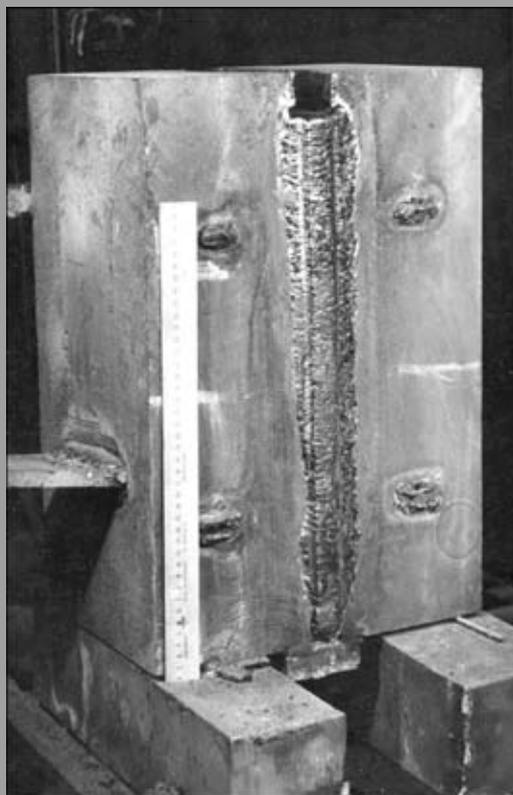
ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ СВАРКА НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Разработана технология ЭШС высоколегированных сталей, в том числе нержавеющей, толщиной от 20 до 450 мм с применением специальных высоколегированных сварочных проволок. В сочетании с флюсом марки АН-45 они обеспечивают стабильность процесса сварки, полный переход легирующих элементов в металл шва, удовлетворительное формирование шва и легкую отделимость шлаковой корки. Технология обеспечивает требуемые свойства и высокое качество сварных соединений.

Назначение и области применения. *Технология предназначена для сварки высоколегированных сталей больших толщин, получения крупнотоннажных заготовок и изделий специального назначения из этих сталей. Применяется в энергетическом, химическом, криогенном и других областях машиностроения, при изготовлении изделий для атомной энергетики. ЭШС применяется при изготовлении имитатора космических условий, изотермических резервуаров в ОАО «Криогенмаш», «Днепродзержинский химмаш», НПО «Атоммаш» и других предприятиях.*

Контакты: 03680, Украина, Киев-150,
ул. Боженко, 11

Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 19
Тел./факс: (38044) 289 90 87, 287 10 88





ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ СВАРКА КОРПУСА ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

Ю. Н. ЛАНКИН, д-р техн. наук, А. А. МОСКАЛЕНКО, В. Г. ТЮКАЛОВ, инженеры

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

Р. И. КУРАН, С. В. ПОПОВ, инженеры (ОАО «Южтеплоэнергомонтаж», г. Киев)

Обоснован выбор способа электрошлаковой сварки для выполнения вертикальных стыков обечаек корпуса доменной печи ДП-5 на Енакиевском металлургическом заводе. Приведены механические свойства металла сварного соединения стали 09Г2С толщиной 40...50 мм, выполненных способом электрошлаковой сварки с дополнительным сопутствующим охлаждением. Описана технологическая схема сборки и сварки с применением монтажного аппарата АД-381.

Ключевые слова: электрошлаковая сварка, корпус доменной печи, сталь 09Г2С, регулирование термического цикла, технология сборки и сварки, сварочный автомат

В 2005 г. на Енакиевском металлургическом заводе выполнены основные работы по укрупнительной сборке и сварке корпуса доменной печи № 5 вместимостью 1513 м³ и годовой производительностью 1,05 млн т в год. Для изготовления сварных конструкций корпуса печи применяли конструкционную низколегированную сталь 09Г2С толщиной 40...50 мм, не склонную к отпускной хрупкости.

Типовым проектом на изготовление предусмотрено горизонтальное расположение листов обечаек корпуса печи со взаимным смещением вертикальных стыков в каждом поясе. При таком расположении листов металла толщиной 40...50 мм вертикальные стыки поясов, объем которых составляет 20 % общей протяженности швов корпуса доменной печи, могут быть выполнены электрошлаковой сваркой.

Для предотвращения отрицательного влияния разупрочнения на конструкционную прочность сварных соединений электрошлаковая сварка стали 09Г2С без последующей высокотемпературной термической обработки возможна только при условии регулирования термических циклов посредством сопутствующего принудительного охлаждения шва и металла ЗТВ при соответствующей скорости сварки [1].

Отработку режимов, производственную аттестацию технологии электрошлаковой сварки и провер-

ку ее соответствия требованиям нормативно-технической документации проводили на контрольных сварных соединениях, выполненных из материалов, применяемых при строительстве домны.

Данные механических испытаний контрольных сварных соединений приведены в таблице. Ударную вязкость металла сварного соединения определяли на образцах с круглым надрезом по Менаже при температуре 20 °С. Согласно требованиям СНиП III-18-75 ее значение должно быть не ниже 60 Дж/см². На расстоянии 2,5 мм от линии сплавления значение ударной вязкости соответствует 158...236, а на расстоянии 5 мм — 193...324 Дж/см².

Исследования макро- и микроструктуры показали отсутствие в сечении сварного соединения неметаллических включений, пор, трещин, непроваров. Структуры основного металла, металла шва и ЗТВ представляют собой ферритно-перлитную смесь с определенным количеством бейнита в металле шва и околошовной зоне.

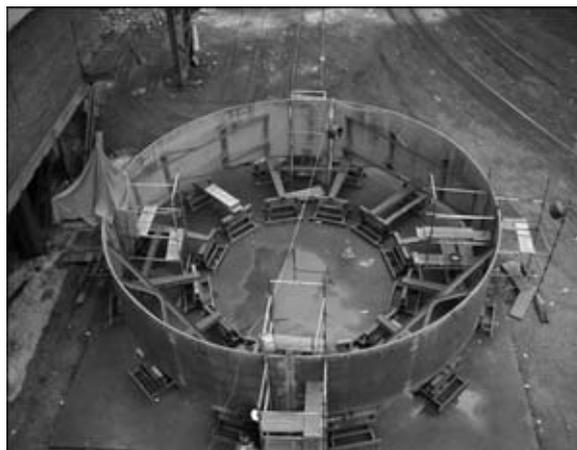
Как показали результаты исследований, свойства сварных соединений, выполненных электрошлаковой сваркой по предложенной технологии, соответствуют требованиям СНиП III-18-75.

Разработку технологии сборки и сварки проводили ИЭС им. Е. О. Патона совместно со специалистами ОАО «Южтеплоэнергомонтаж». Работы по электрошлаковой сварке металлоконструкций домны выполнены Западно-Украинским монтажным управлением ОАО «Южтеплоэнергомонтаж».

Результаты испытания металла сварного соединения на растяжение

Участок соединения	σ_r , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²
Металл шва	$\frac{423,1...447,8}{433,6}$	$\frac{568,7...603,7}{584,1}$	—	$\frac{70,4...71,6}{71,2}$	$\frac{140...160}{147}$
Основной металл	$\frac{306,5...384,0}{335,9}$	$\frac{495,3...579,5}{523,4}$	$\frac{25,3...34,3}{31,1}$	$\frac{68,2...72,1}{70,6}$	$\frac{279...325}{303}$
Сварное соединение	—	479,6	—	—	—

Обечайки поясов корпуса печи изготавливали непосредственно на монтажной площадке. К точности геометрических размеров сварных соединений предъявлялись высокие требования, так как именно при выполнении продольных швов обечаек задавался диаметр корпуса печи. Требуемые результаты достигали с помощью метода дозированного противодействия, обеспечивающего нивелирование влияния момента от собственной массы изделия. Сборку листов кожуха доменной печи в монтажные обечайки и электрошлаковую сварку производили на специальном горизонтальном стенде, расположенном на строительной площадке рядом с возводимым корпусом домны (рисунок).



Стенд для сборки и сварки обечаек корпуса доменной печи

Для компенсации деформаций, возникающих при электрошлаковой сварке, вертикальные стыки обечаек собирали с неравномерным зазором, который в верхней части увеличивался. В нижней части стыка зазор составлял 25 мм. Зазор в верхней части зависел от высоты собираемых элементов (например, для высоты обечайки 2614 мм она составила 48 мм). По всей высоте собранного соединения с наружной стороны обечайки устанавливали фиксирующие скобы с шагом 500...600 мм.

Обечайку корпуса печи собирали из четырех секторов, с одной стороны одного из них находится монтажный припуск, значение которого 200 мм. Стык № 2 располагался диаметрально противоположно № 1, а № 4 — диаметрально противоположно стыку № 3. После сборки стыка № 1 с подгонкой неравномерного зазора под сварку в зависимости от высоты обечайки стыки № 2 и 3 собирали с постоянным зазором 25 мм по всей высоте и фиксировали установкой технологических планок. Стык № 4 (с монтажным припуском) собирали и фиксировали внахлестку с обеспечением параллельности кромок.

После выполнения электрошлаковой сварки стыка № 1, сборочному зазору на стыке № 2 требуемое значение придавали путем увеличения его ширины в верхней части обечайки. Скобы, фиксирующие зазор, устанавливали с наружной стороны аналогично первому стыку. Затем после выполнения сварки второго стыка аналогично производили сборку и сварку стыка № 3. Перед сборкой под электрошлаковую сварку стыка № 4 производили замер длины окружности обечайки в верхней и нижней части. Их сравнивали с проектными значениями, после чего определяли обрезаемый припуск.

Работы по электрошлаковой сварке выполняли хорошо зарекомендовавшим себя монтажным сва-

рочным автоматом типа АД-381 [2]. Для сопутствующего охлаждения водой шва и околошовной зоны использовали специальное устройство — спреер [3]. Сварку вели двумя электродными проволоками диаметром 3 мм марки Св-10Г2 с использованием флюса АН-8М на следующих режимах: скорость сварки 4 м/ч; скорость подачи электродной проволоки 280...350 м/ч; сварочное напряжение 40 В.

Визуально-оптический и ультразвуковой методы контроля, проведенные в объеме 100 %, показали, что качество удовлетворяет требованиям СНиП III-18-75.

Суммарная протяженность швов, выполненных электрошлаковой сваркой для соединения корпуса домны, составила 120 м (общая 600 м). При использовании промышленных методов строительства и соответствующем проектировании возможно увеличение объемов применения электрошлаковой сварки до 45...50 %.

Наряду с высокими технологическими свойствами сварных соединений электрошлаковая сварка позволяет значительно сократить сроки строительства конструкций типа корпуса домны из низкоуглеродистых и низколегированных сталей толщиной более 40 мм.

1. *Хакимов А. Н.* Электрошлаковая сварка с регулированием термических циклов. — М.: Машиностроение, 1984. — 208 с.
2. *Ковалев В. Д.* Автомат АД-381 для электрошлаковой сварки с принудительным формированием вертикальных стыков // Сварщик. — 2003. — № 4. — С. 3.
3. *Электрошлаковая сварка напорных водоводов ГЭС из термически упроченной стали 14Х2ГМР / И. И. Сузук-Слюсаренко, В. М. Хрундже, В. В. Волков, А. А. Москаленко // Автомат. сварка. — 1977. — № 6. — С. 68.*

Selection of the electroslag welding process for making vertical butt joints of the shells of DP-5 blast furnace housing in the Enakievo Metallurgical Works is substantiated. Mechanical properties of the metal of welded joint of 09G2S steel 40...50 mm thick made by electroslag welding with additional concurrent cooling, are given. Technological sequence of assembly and welding with application of AD-381 equipment for site welding is described.

Поступила в редакцию 27.03.2006



СТРУКТУРА И ХЛАДОСТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 09Г2С ПОСЛЕ РЕМОНТНОЙ СВАРКИ

В. Д. ПОЗНЯКОВ, С. Б. КАСАТКИН, В. А. ДОВЖЕНКО, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Сопоставлены структура и ударная вязкость металла шва и ЗТВ стали 09Г2С в условиях первичной (изготовительной) и ремонтной дуговой сварки. Даны рекомендации по выбору сварочных материалов с учетом условий эксплуатации отремонтированных изделий.

Ключевые слова: низколегированная конструкционная сталь, ручная дуговая сварка, ремонтная сварка, микроструктура металла шва, микроструктура зоны термического влияния, ударная вязкость, хладостойкость, сварочные материалы

В настоящее время как в Украине, так и за рубежом эксплуатируется большое количество инженерных сооружений и машин, которые уже исчерпали назначенный срок службы или близки к этому. Большинство из них имеют усталостные и хрупкие повреждения. С учетом технического состояния дальнейшая эксплуатация таких изделий становится не безопасной. Возникает необходимость в восстановлении целостности конструкций. В большинстве случаев такие проблемы решаются путем ремонта с применением дуговой сварки или упрочняющих обработок поврежденных элементов [1].

При восстановлении металлоконструкций, как правило, используют стандартные технологии сварки, разработанные для изготовления новых изделий. Однако они не учитывают ряд особенностей, характерных для ремонтных соединений: высокий уровень остаточных напряжений и ограниченные возможности выбора способов удаления дефектов, а также применение разделки кромок и собственно сварки, которые могут оказывать существенное влияние на свойства сварных соединений [2–5]. В связи с этим возникает необходимость в проведении исследований, направленных на совершенствование ремонтных технологий.

В литературе есть достаточно много информации о влиянии ремонтной сварки на циклическую прочность восстановленных соединений [6, 7]. Предлагается ряд мероприятий для повышения их выносливости [8–14]. Значительно меньше имеется данных о том, как и в какой степени ремонтная сварка оказывает влияние на структуру металла и хладостойкость восстановленных узлов. Так, в работе [15] отмечается, что в результате ремонта увеличивается зона с измельченным зер-

ном, что, однако, не влияет на механические свойства сварных соединений. Исходя из данных работы [16] следует, что после многократных ремонтов ударная вязкость металла зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений снижается на 15...20 %.

Цель настоящей работы заключалась в том, чтобы установить влияние ремонтной сварки на структуру и хладостойкость сварных соединений конструкционных сталей.

В качестве объекта исследований выбрана сталь марки 09Г2С толщиной 30 мм следующего химического состава, мас. %: 0,096 С; 0,57 Si; 0,71 Mn. В исходном состоянии сталь имеет следующие механические свойства: $\sigma_T = 367$ МПа; $\sigma_B = 553$ МПа; $\delta_5 = 28$ %; $KCV_{40} = 64$ Дж/см². Структура стали в состоянии поставки ферритно-перлитная (ФП) (рис. 1).

Объектом исследований были образцы тавровых соединений (тип Т2 по ГОСТ 147–71) шириной 120 мм и длиной 480 мм, полученные механизированным способом сварки с использованием проволоки марки Св-08Г2С диаметром 1,2 мм в углекислом газе. Этот способ сварки выбран как наиболее распространенный при изготовлении конструкций общего назначения.

После сварки образцы подвергали циклическому нагружению, доводили до полного разру-



Рис. 1. Микроструктура (×200) стали 09Г2С в состоянии поставки

шения, а затем восстанавливали с соблюдением всех технологических операций, используемых при выполнении ремонтной сварки (разделка и зачистка кромок, сборка и сварка соединений). Разделку кромок (общий угол раскрытия ремонтного стыка составлял около 60°) осуществляли газокислородной резкой, после чего их зачищали наждачным камнем до металлического блеска. Сборку соединений выполняли с использованием электродов УОНИ-13/45 и выводных планок. Ремонтную сварку (соединения сваривали встык) осуществляли по двум технологиям: традиционным способом с использованием электродов УОНИ-13/55 (вариант № 1) и с применением комбинированных швов (вариант № 2). Основную часть шва выполняли электродами УОНИ-13/55 (ферритно-бейнитные — ФБ швы), а завершающие слои шва — аустенитно-мартенситными материалами системы легирования Х10Н10 (аустенитно-мартенситные — АМ швы). Преимущество варианта № 2 в том, что АМ швы обеспечивают формирование в сварных соединениях сжимающих напряжений и тем самым повышают их сопротивляемость усталостным разрушениям [9, 17]. Это имеет важное значение, поскольку большинство конструкций в процессе эксплуатации испытывают циклические нагрузки. К сожалению, в литературе отсутствуют данные о том, обеспечивается ли при этом хладостойкость полученных соединений. Этот вопрос еще подлежит изучению. Химический состав металла, наплавленного указанными материалами, приведен в таблице.

Для проведения металлографических исследований из ремонтных соединений изготавливали шлифы, а для оценки хладостойкости металла швов и ЗТВ — стандартные образцы сечением 10×10 мм (тип IX по ГОСТ 9454–78) с острым надрезом. Результаты исследований сравнивали с полученными при анализе структуры и свойств металла стыковых соединений стали 09Г2С при первичной сварке, выполненных, как каждым из

Химический состав (мас. %) наплавленного металла, полученного при использовании ферритно-перлитных и аустенитно-мартенситных материалов

Сварочный материал	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P
ФП	0,09	0,90	0,43	—	—	—	0,022	0,026
АМ	0,04	0,78	0,32	10,0	10,1	0,58	0,009	0,012

приведенных выше материалов, так и с использованием их комбинации.

Микроструктуру металла сварных соединений выявляли химическим травлением микрошлифов в 4%-м растворе азотной кислоты в этиловом спирте, а также электролитическим травлением в растворе хромовой кислоты. Структуру металла сварных соединений изучали с помощью светового микроскопа «Неофот-21»; твердость измеряли на твердомере системы «Роквелл» при нагрузке 600 Па с последующим переводом в систему по Виккерсу. Идентификацию структурных составляющих выполняли по результатам измерений микротвердости на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Па.

Результаты металлографического анализа свидетельствуют о том, что структуру как металла шва, так и ЗТВ сварных соединений, полученных первичной сваркой с использованием ФП материалов, можно идентифицировать как ФБ (рис. 2). Морфологически бейнит представляет собой глобулы, или, как их называют авторы работы [18], дисперсные островки второй фазы, распределенные в матрице легированного феррита (глобулярный бейнит [19]). Глобулы бейнита распределены хаотически, однако на отдельных участках они выстраиваются в ряды. По границам бывших аустенитных зерен на участке перегрева ЗТВ и по границам кристаллитов в металле шва (рис. 2) выделился структурно свободный полиэдрический феррит. Микротвердость структуры участка перегрева составляет $HV\ 21007...2460$ МПа, а металла шва — $HV\ 1930...2210$ МПа.

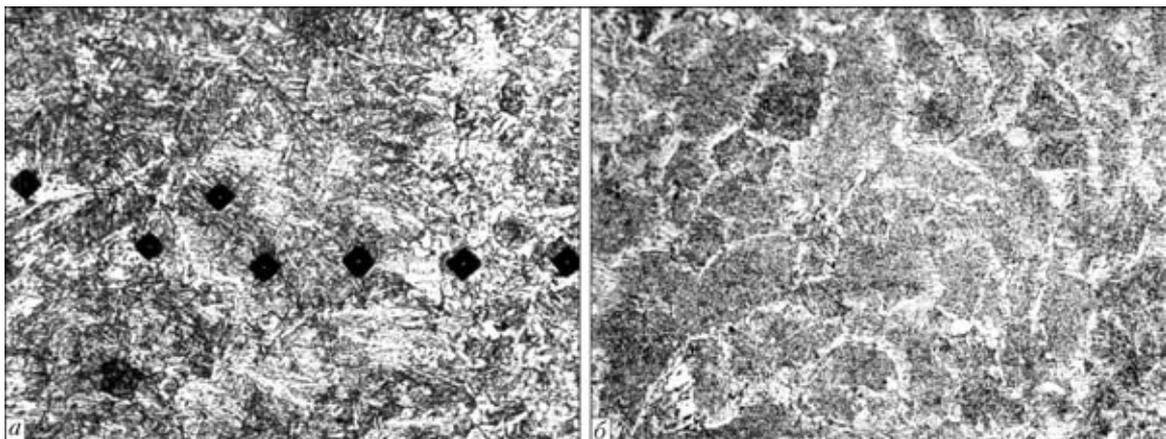


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения стали 09Г2С, полученного при первичной сварке с использованием ФП материалов: а — участок перегрева ЗТВ со следами микротвердости, $\times 320$; б — металл шва, $\times 200$

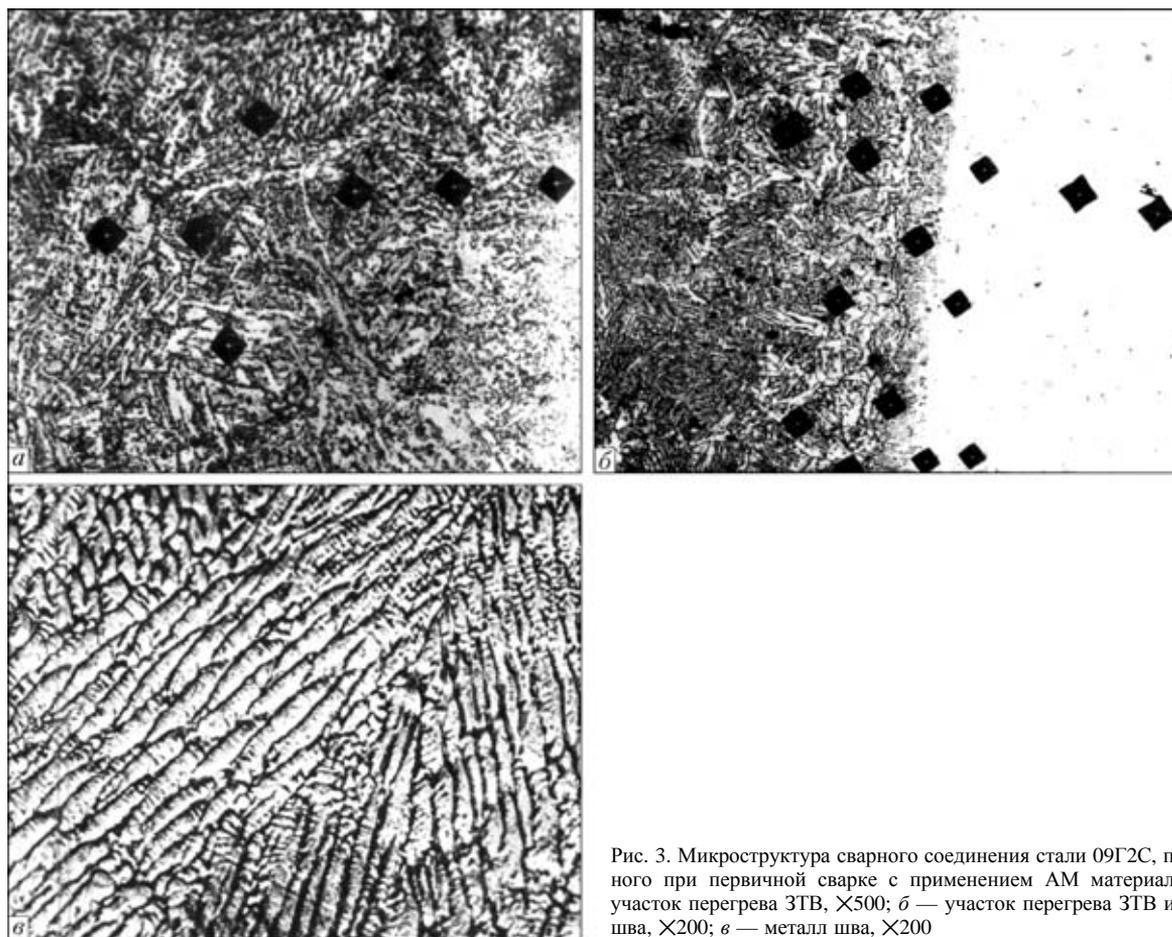


Рис. 3. Микроструктура сварного соединения стали 09Г2С, полученного при первичной сварке с применением АМ материала: а — участок перегрева ЗТВ, $\times 500$; б — участок перегрева ЗТВ и металл шва, $\times 200$; в — металл шва, $\times 200$

Более высокие значения микротвердости структуры металла в участке перегрева ЗТВ обусловлены как более высокой дисперсностью глобулей бейнита, так и более узкой прослойкой полиэдрического феррита вокруг бывших аустенитных зерен. Твердость металла ЗТВ составляет в среднем $HV 2200$ МПа, а металла шва — около $HV 1550$ МПа.

Более сложный состав структуры зафиксирован в сварных соединениях, полученных при первичной сварке с использованием АМ материалов (рис. 3). Структура металла шва таких соединений представляет собой островки мартенсита, хаотически распределенные в аустените. Микротвердость мартенситной составляющей в аустенитной матрице составляет $1750...2600$ МПа и зависит от плотности распределения и размеров мартенситных островков в аустените. Структура металла шва тонкодисперсная и характеризуется ячеистым строением (рис. 3, в).

На участке перегрева ЗТВ вблизи линии сплавления имеется переходная зона шириной $0,06...0,09$ мм, структура которой состоит из глобулярного бейнита и структурно свободного полиэдрического феррита, а также локально из участков видманштеттового феррита (рис. 3, б). Микротвердость металла с такой структурой составляет $HV 2100...2200$ МПа. Структура на участке

перегрева за переходной зоной состоит из доэвтектоидного и игольчатого феррита, глобулярного бейнита ($HV 2600...2800$ МПа) и самоотпущенного мартенсита ($HV 3000$ МПа) (рис. 3, а, б).

Такое различие в значениях микротвердости вызвано процессами диффузии углерода на границе участок перегрева ЗТВ–металл шва [20], в результате чего имело место обезуглероживание металла участка перегрева с формированием переходной зоны и науглероживание металла шва. Это обусловило повышение температуры превращения аустенита и образование более мягких продуктов распада в переходной зоне со стороны ЗТВ, а также понижение температуры превращения аустенита в участке металла шва, примыкающего к линии сплавления. О диффузии углерода в металл шва свидетельствует тот факт, что на указанном участке металла шва значения микротвердости достигают $HV 3560...3730$ МПа (в средней его части $HV 2680...3320$ МПа), а также наблюдается увеличение количества мартенситной составляющей, что подтверждает изменение размеров отпечатков, полученных при измерении микротвердости (рис. 3, б).

Твердость структуры металла шва составляет в среднем $HV 1900$ МПа, а на участке перегрева — $HV 2230$ МПа.

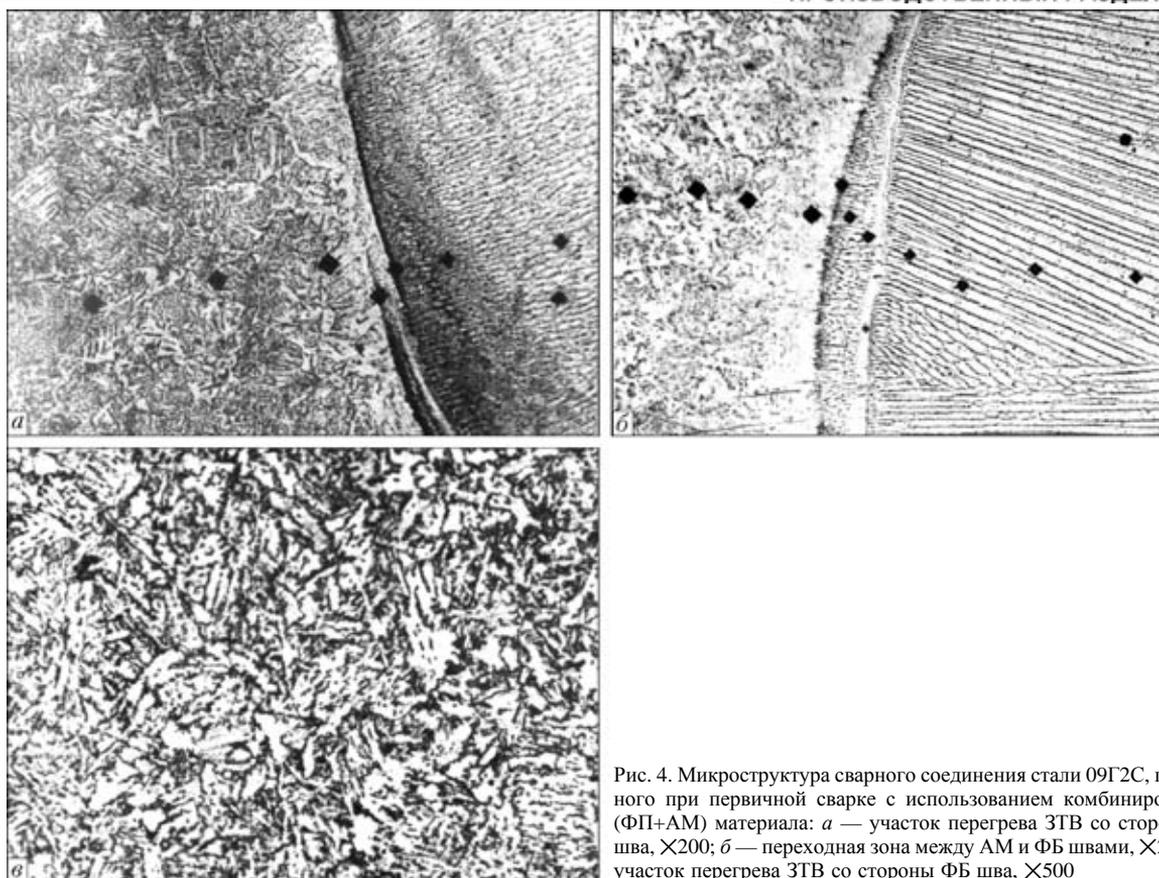


Рис. 4. Микроструктура сварного соединения стали 09Г2С, полученного при первичной сварке с использованием комбинированного (ФП+АМ) материала: *а* — участок перегрева ЗТВ со стороны АМ шва, $\times 200$; *б* — переходная зона между АМ и ФБ швами, $\times 200$; *в* — участок перегрева ЗТВ со стороны ФБ шва, $\times 500$

Металлографические исследования сварного соединения, полученного с использованием комбинированных материалов (ФП+АМ) при первичной сварке, показали, что микроструктура металла швов и участка перегрева ЗТВ, соответствующая как ФБ, так и АМ наплавленному металлу (рис. 4), идентична той, которая имела место в соединениях с однородными швами, рассмотренными ранее (рис. 2, *а*, 3, *б* и 4, *а*, *в*).

Особенностью структуры сварного соединения с комбинированным (ФБ+АМ) швом является наличие переходной зоны шириной 0,03...0,13 мм не только между АМ швом и ЗТВ, но и между нижним (ФБ) и верхним (АМ) швами (рис. 4, *б*). В этой зоне произошло обезуглероживание металла со стороны ФБ шва и науглероживание со стороны АМ шва по причинам, указанным ранее. Как следствие этого, микротвердость металла со стороны ФБ участка шва уменьшилась до HV 1800...1850 МПа (среднее значение микротвердости составляет HV 1650...1970 МПа), а со стороны АМ участка шва она увеличилась до HV 3450...3560 МПа (среднее значение микротвердости здесь — HV 2680...3320 МПа (рис. 4, *б*)).

Твердость структуры участка АМ шва составляет HV 2810...3210 МПа, а прилегающего к нему участка перегрева ЗТВ — HV 1900...2060 МПа. Металл ФБ шва имеет твердость HV 1520...1570 МПа, а соответствующего ему участка перегрева ЗТВ — HV 1850...2000 МПа.

Результаты металлографического анализа сварных соединений, полученных с использованием комбинации материалов (ФМ+АМ) в режиме ремонтной сварки, показали, что по сравнению с аналогичными вариантами первичной сварки структурные изменения произошли только на участке перегрева ЗТВ. Изменения структуры металла шва не наблюдалось.

Микроструктура металла участка перегрева, примыкающего к АМ шву, состоит из глобулярного бейнита (HV 2660...2810 МПа), доэвтектоидного феррита в виде очень тонких прослоек по границам зерен, локально игольчатого феррита и самоотпущенного мартенсита с микротвердостью HV 3000...3200 МПа (рис. 5, *а*). На участке перегрева ЗТВ, примыкающем к ФБ металлу шва, структура металла состоит из глобулярного бейнита HV 2140...2360 МПа и структурно свободного полиэдрического феррита, выделившегося по границам зерен (рис. 5, *в*). Твердость металла ЗТВ составляет HV 1950...2150 МПа.

При сопоставлении рис. 4 и 5 видно, что структурные изменения состоят в том, что глобулярный бейнит на участке перегрева ЗТВ (рис. 5, *а*, *в*) по всей высоте сварного соединения имеет большую дисперсность вторых фаз, распределенных в бейнитном феррите, а граничные прослойки доэвтектоидного феррита меньшую ширину, чем аналогичные структурные составляющие на участ-

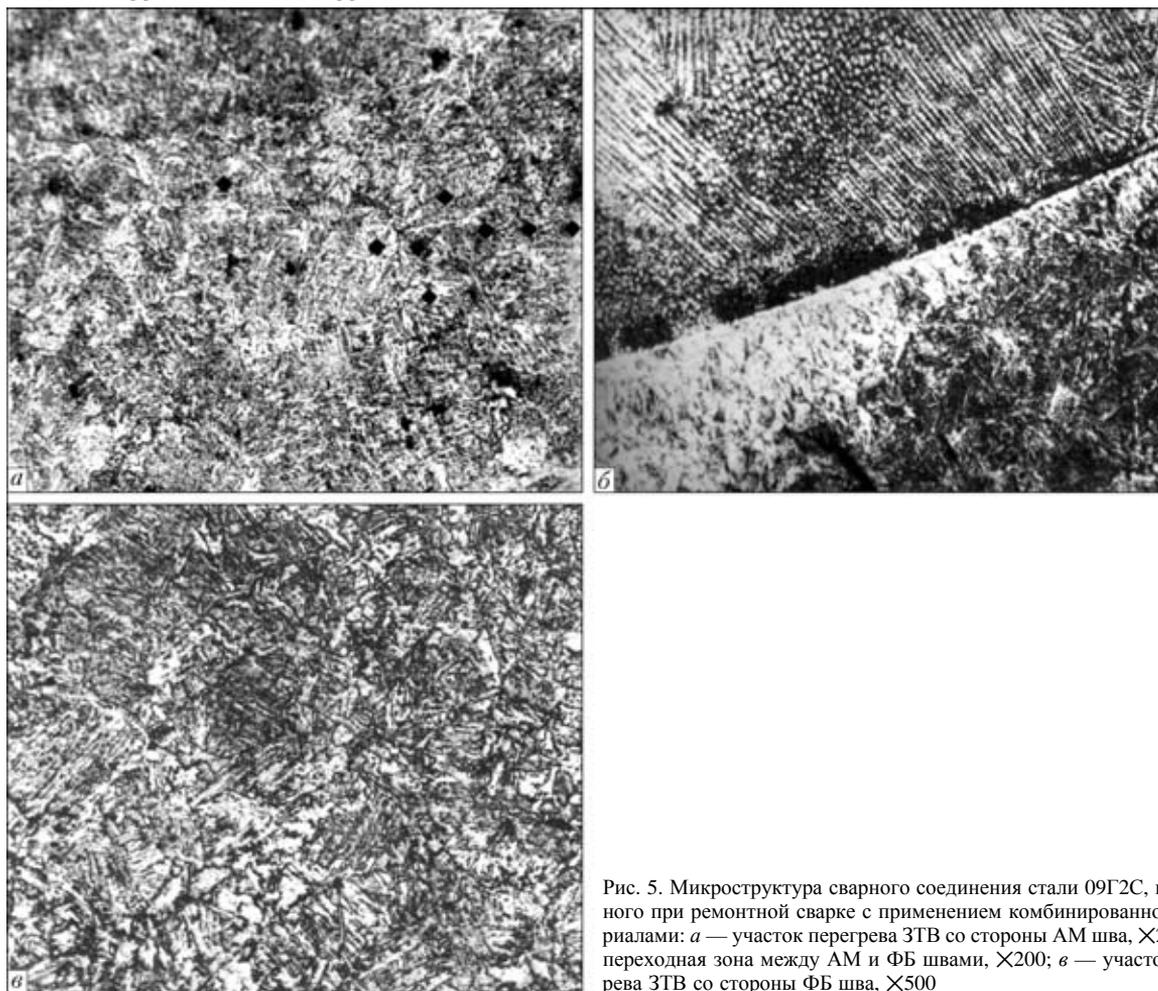


Рис. 5. Микроструктура сварного соединения стали 09Г2С, полученного при ремонтной сварке с применением комбинированного материалами: *а* — участок перегрева ЗТВ со стороны АМ шва, $\times 200$; *б* — переходная зона между АМ и ФБ швами, $\times 200$; *в* — участок перегрева ЗТВ со стороны ФБ шва, $\times 500$

тке перегрева ЗТВ при первичной сварке комбинированными материалами.

Разница между структурами металла в сварных соединениях, полученных при первичной и ремонтной сварке, вероятно, обусловлена неодинаковыми условиями формирования структуры в металле ЗТВ.

Структура участка перегрева ЗТВ исходных соединений сформировалась под воздействием термического цикла сварки на ФП структуру стали 09Г2С в состоянии поставки; в результате образовался глобулярный бейнит. В процессе ремонтной сварки металл ЗТВ еще дважды подвергался нагреву и охлаждению: первый раз — при разделке кромок разрушенных образцов, которая выполняется газокислородной резкой, а второй — непосредственно при сварке. При этом участок перегрева ЗТВ со структурой глобулярного бейнита дополнительно претерпевал фазовый переход $F_{\alpha} \rightleftharpoons F_{\gamma}$. В связи с этим параметры всех этапов аустенизации на участке перегрева ЗТВ ремонтных соединений, согласно данным [21], должны отличаться от наблюдаемых при первичной сварке соединений стали 09Г2С. В частности, при сопоставимых циклах сварки степень гомогенизации аустенита в таких соединениях была более

высокой, о чем свидетельствует уменьшение разброса значений микротвердости структурных составляющих. Объясняется это двумя факторами: во-первых, трехразовым нагревом (аустенизацией) и, во-вторых, сокращением времени процесса аустенизации, поскольку известно [21], что с увеличением дисперсности исходной структуры время окончания всех этапов аустенизации сокращается. Тот факт, что структура глобулярного бейнита, которая образовалась в металле ЗТВ после первичной сварки, более дисперсная, чем ФП структура стали в исходном состоянии, очевиден (см. рис. 1, 2, *а*). Следовательно, при ремонтной сварке полнота протекания процесса аустенизации была больше и соответственно выше уровень гомогенности аустенита. В результате этого на участке перегрева ЗТВ соединений, полученных при ремонтной сварке, должна быть и более низкая дифференциация аустенита по углероду, вследствие чего структура такого металла более однородная и дисперсная, а значит, и более равновесная, чем исходных сварных соединений.

Результаты металлографического анализа структуры металла ЗТВ и ФБ, АМ, а также комбинированного металла швов сварных соединений стали 09Г2С при первичной сварке и выпол-

ненных в режиме ремонтной сварки, показали, что морфология структурных составляющих и соответственно кинетика превращения аустенита как в металле швов, так и на участке перегрева, принципиально не отличаются. В связи с тем, что структурные превращения при дуговой сварке, в том числе и ремонтной, всегда протекают в условиях температурных и деформационных градиентов [22], в сварных соединениях в той или иной мере имеет место концентрационная, а значит и структурная неоднородность, которая принималась нами во внимание при анализе результатов исследований.

Обнаруженная более высокая дисперсность продуктов превращения на участке перегрева ЗТВ, по-видимому, обусловлена различием в параметрах аустенизации при первичной и ремонтной сварке, в результате чего уменьшилась степень дифференциации аустенита по углероду и сократился температурный интервал превращения аустенита за счет понижения максимальных температур. Это предопределило более высокую дисперсность продуктов превращения и способствовало уменьшению разброса значений микротвердости структурных составляющих. На основании полученных результатов можно предположить, что, поскольку при ремонтной сварке значительных изменений в структуре металла шва и ЗТВ не происходит, хладостойкость таких соединений, по-видимому, должна быть сопоставима с аналогичными показателями исходного сварного соединения.

Для оценки влияния ремонтной сварки на хладостойкость металла шва и ЗТВ из выше упомянутых сварных соединений изготавливали стандартные образцы с острым надрезом. Исследовали ударную вязкость металла шва и ЗТВ (на линии сплавления и на расстоянии 2,5 мм от линии сплавления).

Исходя из результатов исследований установлено, что в исходных сварных соединениях наиболее низкую ударную вязкость при температуре испытаний $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($KCV_{-40} = 18...31\text{ Дж/см}^2$) имеют швы, выполненные АМ материалами. Несколько выше хладостойкость ФБ и комбинированных (ФБ+АМ) швов — соответственно 24...40 и 26...43 Дж/см².

Исследования хладостойкости металла ЗТВ показали, что в исходных сварных соединениях наиболее высокие и стабильные показатели ударной вязкости при выполнении надреза по линии сплавления и соединений с АМ швами ($KCV_{-40} = 51...53\text{ Дж/см}^2$), а наиболее низкие и нестабильные показатели хладостойкости ($KCV_{-40} = 18...43\text{ Дж/см}^2$) у соединений с ФБ и комбинированными (ФБ+АМ) швами ($KCV_{-40} = 27...37\text{ Дж/см}^2$). По-видимому, это связано с особенностями формирования структуры металла ЗТВ таких соединений.

Показатели ударной вязкости металла ЗТВ исходных сварных соединений с надрезом, расположенным на расстоянии 2,5 мм от линии сплавления, независимо от типа металла шва были близкими и изменялись от 25 до 34 Дж/см². Следует отметить, что не только структура металла на этом участке ЗТВ у всех исследуемых соединений сходна по составу (глобулярный бейнит и полиэдрический феррит), но совпадают также размеры зерна аустенита.

Проведенные исследования показали, что металл швов и ЗТВ первичных сварных соединений, выполненных ФБ, АМ и комбинированными швами, имеет первую критическую температуру хрупкости от -20 до $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Сравнительный анализ ударной вязкости металла шва и ЗТВ при первичной и ремонтной сварке свидетельствует о том, что незначительные изменения в структуре металла, которые произошли вследствие повторяющихся циклов нагрев–охлаждение, не привели к существенному повышению или снижению хладостойкости указанных участков соединения. Наблюдалось лишь уменьшение разброса значений между минимальными и максимальными показателями ударной вязкости. Так, значения KCV_{-40} металла ремонтных соединений с ФБ швами изменялись от 28 до 36 Дж/см² (в исходном образце — от 24 до 40 Дж/см²), а в соединениях с комбинированными швами — от 30 до 40 Дж/см² (в исходном образце — от 26 до 43 Дж/см²). Аналогичная закономерность имела место и в металле ЗТВ с надрезом, выполненным по линии сплавления. Ударная вязкость металла на данном участке ремонтного соединения с ФБ швом составляла 28...40 Дж/см², а с комбинированным — 30...40 Дж/см².

Таким образом, проведенные исследования свидетельствуют о том, что структура и ударная вязкость первичных и однократно отремонтированных соединений стали 09Г2С близки по своим показателям, если они получены сваркой на идентичных режимах.

Ремонтную сварку соединений, испытывающих в процессе эксплуатации циклические и ударные нагрузки, следует осуществлять в основном комбинированным материалом. Корневой и заполняющие слои шва должны выполнять с использованием материалов, которые позволяют обеспечить его высокую хладостойкость. Для повышения циклической прочности сварных соединений на его поверхности должны формироваться напряжения сжатия. Это достигается при наплавке завершающего слоя шва АМ материалом. Значения хладостойкости таких соединений не уступают аналогичным показателям сварных соединений, выполненных материалами, которые традиционно используются для сварки стали 09Г2С7.

1. Branco C. M., Infanted V., Maddox S. J. A study on the rehabilitation of welded joints. — S. l., [1999]. — 29 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-769).
2. Maccocaire C. Repair welding: how to set up a shop // Welding J. — 1991. — № 8. — P. 54–56.
3. A study on cracks on the oxigas cut surfaces of weld grooves of 14MnMoVN steel plates during cold forming / Donglin Ye, Yongfu He, Range Zhang et al. // Transaction China Weld. Inst. — 1982. — № 4. — P. 159–164.
4. Ларионов В. П. Электродуговая сварка конструкций в Северном исполнении. — Новосибирск: Наука, 1986. — 168 с.
5. Волков А. С. Причины появления дефектов вблизи исправленных участков сварных швов // Свароч. пр-во. — 1974. — № 8. — С. 33–34.
6. Brink S. H. van den. Reparatielassen // Lastechiek. — 1989. — № 2. — P. 40–41, 43, 45, 47.
7. Recommendation on the repair of fatigue-loaded welded structures. — S. l., [1996]. — 16 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1632).
8. Сергиенко Ю. В., Носовский Б. И., Чигарев В. В. Совершенствование технологии ремонта железнодорожных рельсов с применением дуговой сварки // Автомат. сварка. — 1998. — № 3. — С. 46–48.
9. Ohta A., Suzuki N., Maeda Y. Extension of fatigue life by additional welds using low transformation temperature welding material — S. l., [2001]. — 8 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1881).
10. Miki C. Repairing and reinforcing of fatigue damaged steel bridges // Intern. conf. on performance of dynamically loaded welded structures: 50-th Annual assembly conf., San-Francisco, July 14–15, 1997. — New York: Welding research coumunsil inc., 1997. — P. 286–298.
11. Dixter R. J., Kelly B. A. Research on welding repair and improvement methods // Ibid. — P. 273–285.
12. Miki C., Anami K., Kaji H. Repair of fatigue cracks bridge structures. — S. l., [1997]. — 14 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII WG -5-12).
13. Konishi T., Miki C. Fatigue assessment of repaired structural components. — S. l., [1998]. — 24 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1732).
14. Chapeau W. Choix d'un mode reparation des fissures de fatigue dons constructions soudess // Rev. Soudure. — 1988. — № 3/4. — P. 31–35.
15. Lai M. O., Fong H. S. Fatigue performance of repaired pipelines steel weld // J. Mater. Sci. Let. — 1988. — № 12. — P. 1353–1354.
16. Blagojevic A. Utjecai popravljaja gresaka na kvalitet zavarenog spoja celika povisene cvrtoce // Zavarivanije. — 1975. — № 4. — S. 111–122.
17. Ohta A., Maeda Y., Suzuki N. Fatigue life extension by repairing fatigue cracks initiated around box welds with low transformation temperature welding wire. — S. l., [2001]. — 13 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1835–2000).
18. Bush M. E., Kelly P. M. Strengthening mechanism in bainitic steels // Acta Met. — 1971. — 19, № 12. — P. 1363–1371.
19. Металлография железа: В 3 т. / Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1972. — Т. 1. — 240 с.
20. Шориоров М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и изменение свойств стали при сварке. — М.: Наука, 1972. — 219 с.
21. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. — М.: Металлургия, 1978. — 392 с.
22. Гривняк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.

Structure and impact toughness of weld metal and HAZ of 09G2S steel under the conditions of primary (manufacturing) and repair arc welding are compared. Recommendations are given on selection of welding consumables, taking into account the operating conditions of the repaired items.

Поступила в редакцию 09.11.2005,
в окончательном варианте 16.06.2006

ЭКСПРЕСС-МЕТОД ОБНАРУЖЕНИЯ УЧАСТКОВ ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО МЕТАЛЛА В КОНСТРУКЦИЯХ

Метод разработан ИЭС им. Е. О. Патона совместно с НПФ «Специальные научные разработки» (г. Харьков, тел./факс: (0572) 64 36 13, 64 99 85) с целью расширения технических возможностей при экспертной оценке состояния металлических конструкций, работающих под давлением.

В основу метода положена способность металла изменять магнитные параметры в зависимости от показателей физико-механического состояния (химического состава, механических свойств, термообработки, структуры, напряженно-деформированного состояния и др.). Метод построен на измерении коэрцитивной силы как магнитного параметра, наиболее чувствительного к изменениям, происходящим в металле.

Для обнаружения пластически деформированного металла в конструкции, работающей под давлением, необходимо выполнить два измерения коэрцитивной силы: под нагрузкой и после ее снятия. Предпочтительно проводить измерения при пробном давлении в соответствии с Правилами ДНАОП 0.00-1.07-94. Установленное при этом превышение значения коэрцитивной силы над ее значением под нагрузкой указывает на то, что металл исследуемого участка подвергся пластическому деформированию.

Метод проверен на баллонах и трубах из сталей 10, 30ХГСА и 17Г1С. Измерения выполняли прибором КРМ-ЦК-2М.

Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 12
Тел.: (38044) 529 06 90, 261 50 58
E-mail: yupeter@ukr.net

СВАРКА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА EN AW-1050A ВЫСОКОМОЩНЫМ ДИОДНЫМ ЛАЗЕРОМ*

А. КЛИМПЕЛЬ, А. ЛИСЕЦКИ, Д. ЯНИЦКИ, С. СТАНО

(Силез. ун-т при Ин-те технологии и сварки, г. Гливица, Польская Республика)

Представлены результаты исследования процесса сварки высокомоощным диодным лазером алюминиевого сплава AW-1050A. С использованием высокомоощного диодного лазера ROFIN SINAR DL 020 получены стыковые соединения тонких алюминиевых листов. Определены механические свойства и структура соединений. Подтверждена возможность получения высококачественных соединений при сварке в широком диапазоне режимов.

Ключевые слова: лазерная сварка, алюминиевый сплав, мощный диодный лазер, черный поглотитель, проплавление, микроструктура

Благодаря своим механическим свойствам, низкой плотности, высокой коррозионной стойкости и хорошей пластичности алюминиевые сплавы широко используются в качестве конструкционных материалов в автомобильной, авиационной, химической и энергетической промышленности [1, 2]. За последние пять лет доля их применения в автомобильной промышленности превысила 80 %. Предполагается, что масса алюминиевых сплавов, используемых для изготовления одной панели кузовов автомобилей, возрастет с 110 (1996 г.) до 250...340 кг (к 2015 г.) (рис. 1).

Стремительное развитие высокомоощных молекулярных и твердотельных лазеров способствует тому, что автоматизированная и роботизированная лазерная сварка соединений алюминиевых сплавов по качеству соединений и экономическим показателям является конкурентоспособной таким процессам сварки, как ТИГ, плавящимся электродом в среде защитного газа и плазменной дугой прямого действия в широком диапазоне толщины [1, 3, 4].

В основе процесса лазерной сварки лежит интенсивное плавление контактной поверхности листов, свариваемых с помощью тепла, выделяемого сфокусированным, сконцентрированным и высокомоощным лазерным пучком [1, 4, 5]. Лазер как гибкий источник тепла с высокой (свыше 10^9 Вт/см²) плотностью мощности (интенсивностью) позволяет выполнять сварку с парогозовыми каналами односторонних соединений листов алюминиевых сплавов в диапазоне толщины от нескольких сотен миллиметров до 20 мм. Механические свойства полученных соединений не

ниже, чем у основного металла, они недеформированы, шов очень узкий, а зону термического влияния (ЗТВ) определить практически невозможно [1, 3, 5, 6].

Основными трудностями, возникающими при лазерной сварке алюминиевых сплавов, являются их высокая химическая активность, склонность к интенсивному окислению, высокая теплопроводность, склонность к пористости, потеря в процессе сварки легирующих элементов таких, как магний и цинк, и слабое поглощение энергии лазерного пучка. При маломощном лазерном пучке только 1 % лазерной энергии поглощается полированной поверхностью алюминия [4, 5].

При сварке алюминиевых сплавов наиболее широко применяются твердотельные Nd:YAG- и молекулярные CO₂-лазеры с длиной волны соответственно 1,06 и 10,60 мкм [3–5]. Лазерная сварка алюминиевых сплавов без поглотителей, которые используются для увеличения поглощения поверхностью соединения лазерной энергии, возможна только в случае применения технологии сварки с парогозовым каналом.

Небольшие отклонения в размере пятна лазерного пучка Nd:YAG- и CO₂-лазеров приводят к значительным изменениям глубины проплавления и появления других дефектов формы швов, а также повышают пористость металла шва, даже если устранены потенциальные источники поступления водорода, являющегося основной причиной пористости швов в алюминиевых сплавах [3, 5].

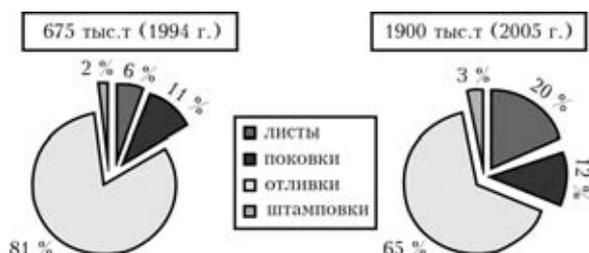


Рис. 1. Показатели использования алюминиевых сплавов в автомобильной промышленности [2]

* По материалам Второй международной конференции «Laser technologies in welding and materials processing», 23–27 мая 2005 г., пос. Качивели, Крым, Украина.



Высокомощные диодные лазеры (ВДЛ) с диапазоном излучения 800...900 нм используются при обработке материалов во многих областях промышленности. Они имеют ряд преимуществ по сравнению с молекулярными CO₂- и твердотельными Nd:YAG-лазерами, особенно в плане более низких капиталовложений и расходов при эксплуатации [4, 6, 7].

Стандартные ВДЛ с плотностью мощности (интенсивности) пятна лазерного пучка 10⁴...10⁵ Вт/см² размером в несколько квадратных миллиметров могут использоваться только для сварки в режиме теплопроводности. С помощью специальной оптики для фокусировки и формирования лазерного пучка можно создать кольцевое пятно диаметром 1 мм, что успешно используют, например, при получении сварки с паргазовым каналом стыкового соединения сплава Al-3Mg толщиной 1,5 мм (мощность лазера P = 1400 Вт и скорость сварки v_{св} = 0,32 м/мин), а также сплава Al-1Mg толщиной 2 мм (P = 2300 Вт и v_{св} = 0,35 м/мин) [6]. Рациональным решением является применение специальных поглотителей для увеличения поглощения энергии лазерного пучка поверхностью свариваемых листов [8].

В настоящей работе рассматривается сварка ВДЛ стыковых соединений алюминиевого сплава EN AW-1050A толщиной 0,8, 1,0 и 1,5 мм, имеющего следующий химический состав, мас. %: 99,5 Al; 0,40 Fe; 0,25 Si; 0,05 Cu; 0,05 Mn; 0,05 Mg; 0,07 Zn; 0,05 Ti и 0,03 другие элементы. Определено влияние основных параметров лазерной сварки на механические свойства полученных соединений (табл. 1).

В исследованиях использовали ВДЛ типа ROFIN DL 020 (рис. 2) с максимальной выходной мощностью 2300 Вт. Пятно лазерного пучка размером 3,8×6,8 мм сфокусировано на наружной стороне соединений, полученных при фокусном расстоянии 82 мм. Для позиционирования и перемещения соединений и лазерной головки использовали систему автоматического позиционирования CNC ISEL. Она состоит из трех линейных координатных столов, перемещающихся по осям x, y, z, и одного вращающегося позиционера, который приводится в действие четырехосевым сервоконтроллером, подключенным к компьютеру через PC-плату. С целью обеспечения точного контроля положения лазерного пятна сварочную

Таблица 1. Механические свойства стыкового соединения алюминиевого сплава EN AW-1050A, полученного лазерной сваркой

s, мм	Уровень упрочнения	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %
0,8	Рекристаллизованный	105	75	4
1,0		105	75	4
1,5	Полутвердый	108	85	4

головку устанавливают на вертикальном столе по оси z. Непосредственно под лазерной головкой расположен крестовой стол с двумя координатными столиками для линейного перемещения по двум направлениям — вдоль осей x и y. Алюминиевая установочная пластина прикреплена к крестовому столу с помощью специальной зажимной системы и графитовой подкладки, которая формирует и защищает корень шва.

Технические характеристики ВДЛ

Длина волны излучения, нм	808±5
Выходная мощность лазерного пучка (незатухающая гармоничная волна),	
максимальная, Вт	2300
Мощность, Вт	100...2300
Фокусное расстояние, мм	82/32
Размер лазерного пятна, мм	1,8×5,8/1,8×3,8
Интенсивность, кВт/см ²	0,8...36,5

Испытания показали, что при сварке лазером с максимальной мощностью невозможно достичь полного проплавления стыкового соединения алюминиевого листа толщиной 0,8 мм с очищенной поверхностью. Для увеличения поглощения энергии лазерного пучка наружную сторону соединения обрабатывали спиртовым раствором поглотителя черного цвета (производство «Pentel»). Определено, что при использовании поглотителя поглощение энергии лазерного пучка поверхностью соединений алюминиевых сплавов значительно увеличилось, что способствовало получению высококачественного соединения в широком диапазоне параметров режимов лазерной сварки. Перед выполнением лазерной сварки кромки свариваемых образцов для устранения оксидов подвергали механической очистке, а также обезжириванию, а затем на поверхность стыка наносили черный поглотитель. Соединения алюминиевых листов длиной 200 мм сваривали лазером при разных значениях погонной энергии, скорости сварки и мощности лазера (табл. 2). Защиту сварочной ванны и всей зоны сварки обеспечивали струей аргона, которую подавали через цилиндрические сопла диаметром 12 мм (постоянный расход газа составил 10 л/мин). Результаты механических испытаний, металлографического ана-



Рис. 2. Внешний вид экспериментальной установки для лазерной сварки алюминиевых сплавов с использованием ВДЛ ROFIN DL 020

Таблица 2. Механические свойства стыковых соединений алюминиевого сплава EN AW-1050A, полученных лазерной сваркой с использованием ВДЛ ROFIN DL 020

<i>P</i> , кВт	<i>s</i> , мм	<i>v</i> _{св.} , м/мин	σ_b , МПа
1,5	0,8	1,10	73
1,7		1,65	78
2,5		1,85	74
2,5		2,63	73
1,5	1,0	0,80	80
1,8		1,35	83
2,5		1,30	72
2,5		1,90	75
2,0	1,5	0,70	85
2,3		1,00	82
2,5		0,85	84
2,5		1,25	85

Примечание. Результаты даны по среднему значению трех образцов, фокусное расстояние 82 мм, наружная сторона соединения покрыта черным поглотителем, угол изгиба от наружной стороны шва и от корня составлял 180°, образец разрушался по ЗТВ.

лиза и данные о микротвердости стыкового соединения представлены в табл. 2 и 3 и на рис. 3–6.

Таким образом, результаты исследований процесса лазерной сварки с ВДЛ стыковых соединений листов алюминиевого сплава EN AW-1050A толщиной 0,8, 1,0 и 1,5 мм показали, что нанесение черного поглотителя на наружную поверхность стыка значительно увеличивает поглощение энергии лазерного пучка, благодаря чему можно получить качественные соединения в широком диапазоне параметров лазера (см. табл. 2 и рис. 6). В результате рекристаллизации зерен упрочненного основного металла микротвердость металла ЗТВ существенно понизилась по сравнению с основным, а пластичность металла ЗТВ и металла шва повысилась (рис. 3–5 и табл. 3). Во время испытания на растяжение разрушение образцов происходило в ЗТВ, временное сопротивление на растяжение составило около 70 % прочности основного металла (табл. 3). Результаты испытаний на изгиб подтвердили высокую пластичность соединений, выполненных как с лицевой стороны шва, так и со стороны корня шва (см. табл. 2). Для обеспечения механических свойств соединений на уровне не ниже основного металла необ-

Таблица 3. Микротвердость HV 0,2 стыковых соединений алюминиевого сплава EN AW-1050A

<i>s</i> , мм	<i>P</i> , кВт	<i>v</i> _{св.} , м/мин	Основной металл			ЗТВ		
			Точки (рис. 3)					
			1	2	3	4	5	6
0,8	1,5	1,10	33,6	36,4	37,1	27,1	25,8	26,6
	1,7	1,65	35,6	34,5	20,2	22,3	18,4	20,4
	2,5	1,85	37,1	36,4	33,6	23,0	24,9	24,5
	2,5	2,63	39,4	37,1	35,6	21,9	21,0	20,4
1,0	1,5	0,80	38,6	37,1	40,2	29,6	28,0	30,7
	1,8	1,35	42,0	39,4	38,6	27,1	26,6	24,9
	2,5	1,30	42,9	42,0	37,1	26,6	28,5	27,1
	2,5	1,90	43,8	42,0	38,6	30,7	28,5	28,0
1,5	2,0	0,70	39,4	36,4	23,0	24,9	22,6	25,3
	2,3	1,00	37,1	38,6	36,4	27,1	25,8	27,1
	2,5	0,85	40,2	40,2	27,1	29,6	29,0	28,0
	2,5	1,25	45,8	41,1	37,8	28,5	28,5	28,0

Окончание табл. 3

<i>s</i> , мм	Шов			ЗТВ			Основной металл		
	Точки (рис. 3)								
	7	8	9	10	11	12	13	14	15
0,8	25,3	28,5	28,5	25,8	26,6	26,2	22,6	24,5	35,6
	21,9	21,3	23,0	23,4	23,4	25,3	26,2	35,6	38,6
	28,5	28,0	25,8	26,2	22,3	22,6	28,5	37,1	37,1
	29,6	27,1	26,6	24,5	29,6	22,3	33,6	37,1	37,1
1,0	29,0	31,2	29,0	28,5	29,0	26,6	24,9	35,6	37,1
	26,6	23,7	24,1	27,1	25,3	24,5	22,3	38,6	42,0
	29,6	29,0	29,0	27,1	27,1	27,1	24,9	40,2	37,1
	33,0	30,7	30,1	31,2	29,6	28,0	42,9	43,8	38,2
1,5	25,3	26,6	26,6	27,1	25,8	25,3	39,4	42,0	42,9
	27,6	26,6	26,6	29,6	26,2	25,8	23,4	42,0	40,2
	28,0	24,9	27,6	27,6	27,6	27,6	26,2	37,1	42,0
	28,0	27,1	26,2	29,6	26,6	28,0	24,9	39,4	42,0

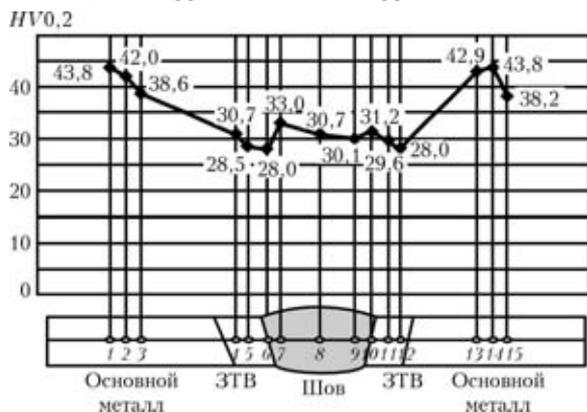


Рис. 3. Распределение микротвердости HV_{0,2} в поперечном сечении стыковых соединений листов из сплава алюминия EN AW-1050A толщиной 1 мм при P = 2,5 кВт и v_{св} = 1,9 м/мин

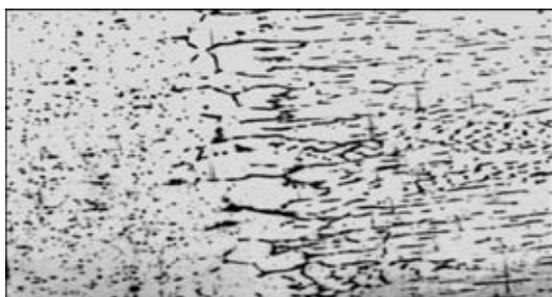


Рис. 4. Микроструктура (X200) ЗТВ стыкового соединения листов алюминиевого сплава EN AW-1050A толщиной 0,8 мм, полученного при P = 2,5 кВт и v_{св} = 0,4 м/мин (основной металл слева; травление реактивом Келлера)

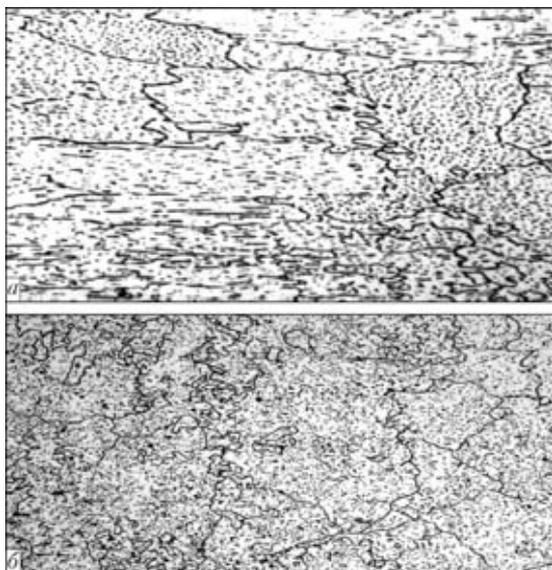


Рис. 5. Микроструктура (X200) стыкового соединения листов алюминиевого сплава EN AW-1050A толщиной 1,5 мм при P = 2,5 кВт и v_{св} = 0,85 м/мин: а — ЗТВ; б — шов (травление реактивом Келлера)

ходимо после лазерной сварки выполнить их термообработку [1]. Чтобы получить высококачественные стыковые соединения листов алюми-

The paper presents the results of investigation of the process of welding AW-1050A aluminium alloy with a powerful diode laser. A powerful diode laser of ROFIN SINAR DL 020 was used to produce butt joints of thin aluminium sheets. Mechanical properties and structure of the joints have been determined. The possibility of producing high-quality joints has been confirmed in welding in a wide range of modes.

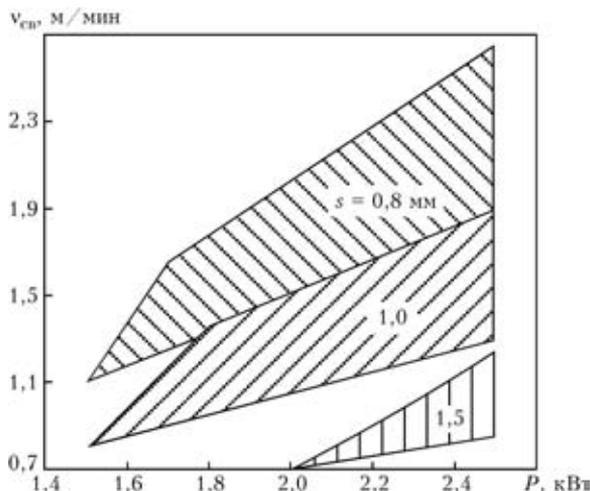


Рис. 6. Области оптимальных параметров режима для лазерной сварки стыковых соединений листов алюминия EN AW-1050A толщиной 0,8, 1,0 и 1,5 мм при использовании ВДЛ ROFIN DL 0 20 (фокусное расстояние 82 мм, расход защитного газа 10 л/мин)

ниевое сплава, перед лазерной сваркой с ВДЛ следует обеспечить прецизионную подготовку кромок соединения и нанести черный поглотитель на наружную сторону шва, что позволит увеличить поглощение энергии лазерного пучка. Испытания стыковых соединений алюминиевых листов, полученных лазерной сваркой с использованием и применением активирующего флюса ActivaTec 500, предназначенного для сварки ТИГ, показали, что скорость сварки можно повысить на 30 %, однако качество соединений будет неудовлетворительным из-за наличия в металле шва оксидных включений.

1. *Welding Handbook. Materials and applications. Pt. I.* — Ed. 8. — AWS. — 1996. — 3. — P. 257–306.
2. *Recent development in aluminum alloys for the automotive industry* / W. S. Miller et al. // *Mater. Sci. & Eng.* — 2000. — A280. — P. 37–49.
3. *Pastor M., Zhao H., Martukanitz R. P., Debroy T. Porosity, underfill and magnesium loss during continuous wave Nd: YAG laser welding of thin plates of aluminum alloys 5182 and 5754* // *Welding J.* — 1999. — 78, № 6. — P. 207–216.
4. *Klimpel A. Spawanie, zgrzewanie i ciecie metali.* — Warszawa: WNT, 1999.
5. *CO₂ laser beam welding of aluminum 574-0 and 6111-T4 alloys* / S. E. Venkat, C. Albiglit, S. Ramasamy, J. P. Hurley // *Welding J.* — 1997. — 76, № 7. — P. 275–282.
6. *Experiments relating to deep welding using a fibre-contact high-power diode laser* / J. Bleidtner et al. // *Welding & Cutting. Schweissen und Schneiden.* — 2000. — 52, № 4. — P. 78–83.
7. *Klimpel A. Lasery diodowe duzej mocy w spawalnictwie* // *Przeglad Spawalnictwa.* — 1999. — № 8. — P. 1–8.
8. *Kuo M., Sun Z., Pan D. Laser welding with activating flux* // *Sci. and Technol. of Welding and Joining.* — 2001. — 6, № 1. — P. 17–22.

Поступила в редакцию 26.01.2006



ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭШН НА КАЧЕСТВО ВОССТАНОВЛЕННЫХ ЗУБЬЕВ ШЕСТЕРЕН

С. М. КОЗУЛИН, инж., **И. И. СУЩУК-СЛЮСАРЕНКО**, И. И. ЛЫЧКО, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучено влияние параметров режима электрошлаковой наплавки на глубину проплавления и толщину гарнисажной корочки при восстановлении зубьев крупномодульных шестерен электрошлаковой наплавкой. По полученным регрессионным зависимостям построены номограммы для определения количественной взаимосвязи отдельных параметров режима.

Ключевые слова: крупномодульные шестерни, восстановление, электрошлаковая наплавка, параметры режима, гарнисажная корочка, глубина проплавления

Качество и работоспособность зубьев крупномодульных шестерен, восстановленных с применением электрошлаковой наплавки (ЭШН), зависит от ряда факторов, связанных с технологией и техникой выполнения наплавки.

Основными показателями качества восстановленных зубьев являются надежность сплавления присадочного металла с основным, получение заданных геометрических размеров профиля восстанавливаемого зуба, высокие механические свойства наплавленного металла и зоны термического влияния, а также качество формирования рабочей поверхности наплавленного зуба. Наиболее важным фактором, обеспечивающим указанные выше требования, является оптимальный режим, который можно выбрать, если известна качественная и количественная взаимосвязь между его параметрами.

Учитывая сложную конфигурацию и геометрические размеры эвольвентных профилей восстанавливаемых зубьев, а также специфические условия их работы для выбора оптимального режима наплавки необходимо достаточно точно знать взаимосвязь между параметрами режима ЭШН и их влияние на качество восстанавливаемого зуба. При этом особое значение приобретает обеспечение гарантированного сплавления в переходных галтелях наплавленного зуба, а также получение гарнисажной корочки равномерной и прогнозируемой толщины по периметру профиля зуба и его длине.

Для нахождения указанных выше зависимостей выполнили экспериментальные исследования на натуральных образцах. Перед этим экспериментальным путем изучали влияние параметров режима, рода тока, а также техники выполнения наплавки на устойчивость электрошлакового процес-

са [1]. Установлено, что при наплавке на постоянном токе обратной полярности обеспечивается достаточная устойчивость процесса и удовлетворительное формирование наплавленного металла.

В настоящей работе исследуется влияние параметров режима на глубину проплавления и толщину гарнисажной корочки при восстановлении изношенных зубьев ЭШН плавящимся мундштуком. Исследования выполняли с применением методики планирования эксперимента [2].

Анализ полученных результатов экспериментов показал, что при ЭШН зубьев плавящимся мундштуком наиболее значимыми параметрами режима являются скорость наплавки v_n как обобщенный показатель, напряжение на шлаковой ванне U , глубина шлаковой ванны $h_{ш}$, расстояние от электродной проволоки до наплаваемой кромки l , марка флюса Φ и род тока P . Указанные параметры выбраны в качестве факторов для проведения опытов в соответствии с методикой планирования эксперимента и определения регрессионных зависимостей:

$$\delta_r = f(v_n, U, h_{ш}, l, \Phi, P) \text{ [мм];}$$

$$h_{пр} = f(v_n, U, h_{ш}, l, \Phi, P) \text{ [мм],}$$

где δ_r — толщина гарнисажной корочки; $h_{пр}$ — глубина проплавления.

Неиспользованные параметры режима приняты постоянными по оптимальным значениям либо учтены через выбранные факторы, например, скорость подачи электродной проволоки $v_э$ и сварочный ток учтены через скорость наплавки v_n .

Для уменьшения количества опытов использовали методику построения дробного факторного эксперимента, применив 1/8 реплику типа 2^{6-3} от полного факторного эксперимента 2^6 [2].

Уровни факторов назначали в реально воспроизводимых режимах наплавки. Параметры режима варьировали в следующем диапазоне: $v_n = 0,6...1$ м/ч; $U = 46...52$ В; $h_{ш} = 45...55$ мм; $l =$



= 20...30 мм. Опыты выполняли на переменном и постоянном токе обратной полярности с использованием плавящихся флюсов АН-8 и АН-9У.

Для выполнения экспериментальных исследований разработана и изготовлена лабораторная установка (рис. 1), включающая рабочий стол для закрепления восстанавливаемой шестерни, узел подвески и перемещения кристаллизатора, устройство крепления входного кармана на изделии и др. ЭШН выполняли с помощью серийного аппарата А-535. Для электропитания установки использовали трансформатор ТШС-3000-3 и выпрямитель ВСЖ-1602.

Опыты проводили на натуральных образцах изношенных подвальных шестерен цементной мельницы (модуль зубьев — 27, их количество — 22, диаметр шестерни — 420 мм, материал — сталь 40Х). Перед наплавкой изношенные зубья срезали анодно-механическим способом, оставляя часть ножки зуба, высота которой составляла 0,25 модуля зуба.

Пластины плавящегося мундштука (рис. 2) изготавливали из стали Ст3, а каналами для подачи присадочной проволоки служили плотно навитые спирали из сварочной проволоки марки Св-08ГА диаметром 3 мм.

В качестве формирующей оснастки использовали водоохлаждаемый кристаллизатор, изготовленный из цельной медной заготовки. Для охлаждения его водой в заготовке просверливали продольные каналы. Режим охлаждения кристаллизатора контролировали с помощью метода мерной емкости [3]. Температуру воды в кристаллизаторе на входе и выходе измеряли ртутным термометром (точность измерения $\pm 0,5$ °С). В ходе выполнения всех опытов постоянно поддерживали следующий режим охлаждения: расход воды — 14...16 л/мин; разность температур на входе и выходе — 10...12 °С.

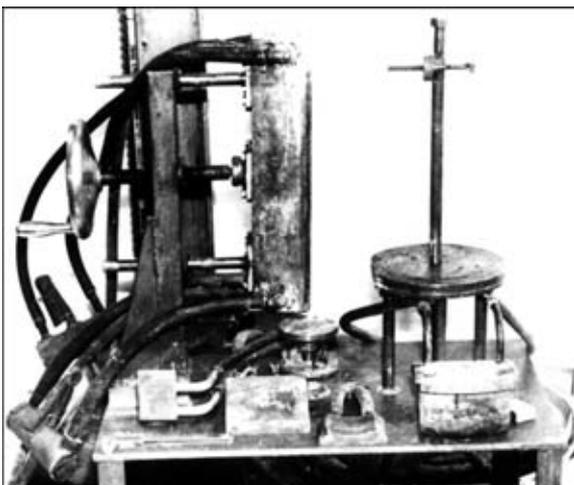


Рис. 1. Внешний вид лабораторной установки для ЭШН зубьев плавящимся мундштуком

Опытную ЭШН выполняли на переменном и постоянном токе обратной полярности. При этом применяли сварочную проволоку Св-18ХМА и плавящиеся флюсы АН-8 и АН-9У, широко используемые при электрошлаковой сварке углеродистых и легированных сталей. Флюс АН-9У имеет пониженное содержание SiO_2 , что способствует повышению температуры начала кипения флюса [4] и улучшению устойчивости процесса ЭШН. Последнее приобретает особое значение при ведении процесса в водоохлаждаемом кристаллизаторе, а также при выполнении ЭШН профилей с небольшим поперечным сечением. Хорошие металлургические свойства флюса АН-9У обеспечивают высокое качество металла шва, выполненного на легированных сталях повышенной прочности [4], что очень важно при восстановлении зубьев крупномодульных шестерен. Более низкая по сравнению с флюсом АН-8 вязкость, достигаемая за счет увеличения содержания в нем CaF_2 , позволяет получать на водоохлаждаемых рабочих поверхностях кристаллизатора более тонкую гарнисажную корочку, необходимую для получения высокой точности восстановления профилей зубьев.

Электрические параметры режима фиксировали на диаграммной ленте с помощью самопишущих приборов Н-392 и Н-390.

Средние значения толщины гарнисажной корочки δ_r находили как среднее арифметическое шести замеров толщины кусочков гарнисажа, взятых на различных участках наплавленной поверхности зуба (рис. 2). Замеры выполняли с помощью микрометра (погрешность составляла $\pm 0,01$ мм).

Средние значения глубины проплавления $h_{пр}$ основного металла определяли следующим способом. После удаления изношенных зубьев выполняли замеры высоты срезанных частей зубьев h_c (рис. 2). После наплавки зубьев из тела шестерни вырезали поперечные темплеты через каж-

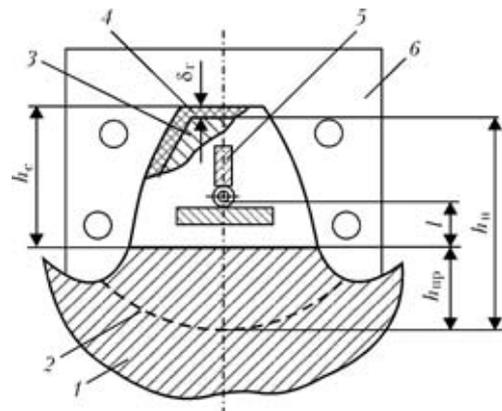


Рис. 2. Схема замеров толщины гарнисажной корочки δ_r , расстояния от электрода до наплавляемой кромки l и глубины проплавления $h_{пр}$: 1 — восстанавливаемая шестерня; 2 — зона сплавления; 3 — наплавленный металл; 4 — гарнисажная корочка; 5 — плавящийся мундштук; 6 — кристаллизатор; остальные обозначения см. в тексте

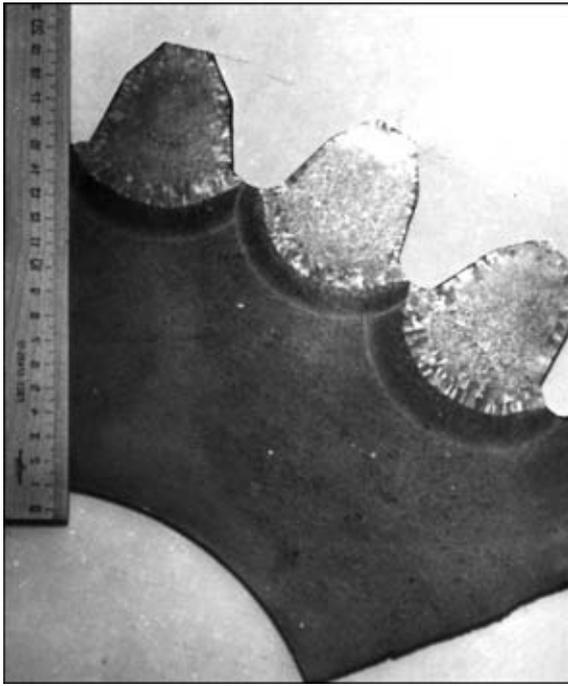


Рис. 3. Поперечный макрошлиф наплавленных зубьев

дые 70 мм по длине зубьев. Из темплетов изготовили поперечные макрошлифы (рис. 3) и по очертанию границы (зоны) сплавления измеряли высоту наплавленного металла h_n (см. рис. 2). Значения глубины проплавления $h_{пр}$ находили из выражения

$$h_{пр} = h_n + \delta_r - h_c \text{ [мм]}.$$

После обработки экспериментальных данных и оценки статистической значимости коэффициентов регрессии по критерию Стьюдента [2] для доверительной вероятности 0,95 и числа степеней свободы 16 получили следующие уравнения регрессии:

$$\delta_r = 0,275v_n - 0,0275U - 0,26\Phi + 2,0755; \quad (1)$$

$$h_{пр} = 0,813U - 7,815v_n - 0,1126l + 0,5625P - 3,817. \quad (2)$$

Отсутствие в выражениях (1) и (2) параметра $h_{ш}$ объясняется тем, что влияние глубины шлаковой ванны на толщину гарнисажной корочки δ_r и глубину проплавления $h_{пр}$ оказалось статистически незначимым в принятом интервале варьирования.

Проверка по критерию Фишера показала, что параметры модели не противоречат гипотезе адекватности для доверительной вероятности 0,95. Среднеквадратические ошибки при вычислении коэффициентов регрессии по (1) и (2) составили соответственно 0,00036 и 0,05859, что вполне допустимо при определении указанных выше параметров при ЭШН.

По выражениям (1) и (2) построены номограммы для определения толщины гарнисажной ко-

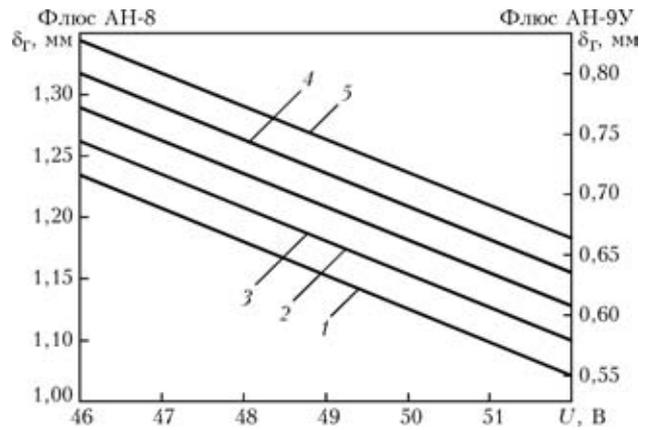


Рис. 4. Номограмма определения толщины гарнисажной корочки δ_r в зависимости от напряжения на шлаковой ванне U , скорости наплавки v_n и марки флюса: 1 — $v_n = 0,6$; 2 — 0,7; 3 — 0,8; 4 — 0,9; 5 — 1,0 м/ч

рочки в зависимости от напряжения на шлаковой ванне, скорости наплавки и марки флюса (рис. 4), а также максимальной глубины проплавления в зависимости от напряжения на шлаковой ванне, скорости наплавки, расстояния от электрода до наплавляемой кромки и рода тока (рис. 5).

Из рис. 4 видно, что с увеличением напряжения на шлаковой ванне U толщина гарнисажной корочки уменьшается, а с возрастанием скорости наплавки v_n — увеличивается. Это можно объяснить тем, что, как известно, толщина гарнисажной корочки, формирующейся на стенке кристаллизатора, определяется режимом ЭШН, т. е. условиями подвода тепла от шлаковой ванны к гарнисажной корочке и теплоотвода в систему охлаждения кристаллизатора [3, 4]. При этом поверхность гар-

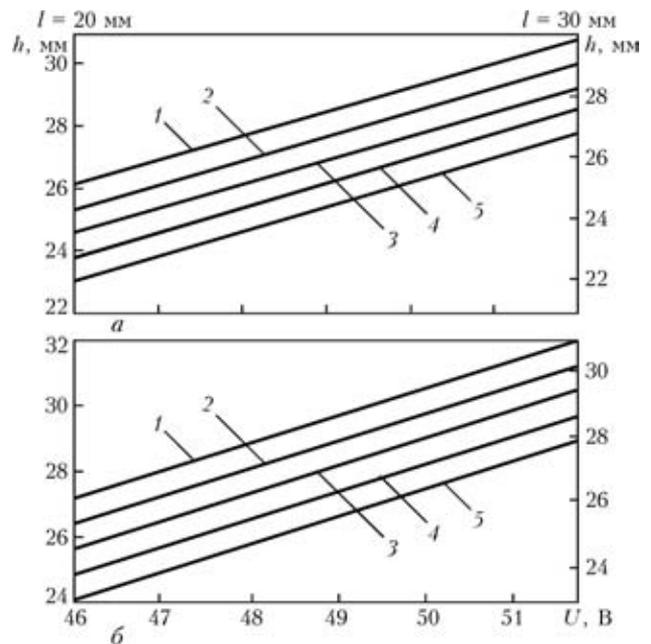


Рис. 5. Номограммы определения глубины проплавления $h_{пр}$ в зависимости от напряжения на шлаковой ванне U , скорости наплавки v_n , расстояния от электрода до наплавляемой кромки l и рода тока, полученные при переменном (а) и постоянном (б) токе: 1–5 — см. рис. 4



нисажной корочки со стороны шлаковой ванны играет роль подвижной фазовой границы. В квазистационарном режиме подвод тепла от расплавленного шлака к фазовой границе равен теплоотводу от нее к охлаждающей воде. При увеличении напряжения тепловой поток, подводимый к стенке кристаллизатора, увеличивается, т. е. к фазовой границе подводится больше тепла, чем отводится. Вследствие того, что температура фазовой границы измениться не может [4], происходит подплавление гарнисажной корочки, что приводит к снижению его термического сопротивления и увеличению отводимого тепла. После этого наступает равновесие между подводимым и отводимым теплом, но уже при более тонкой гарнисажной корочке.

С увеличением скорости наплавки удельная погонная энергия процесса ЭШН уменьшается, снижается тепловой поток к водоохлаждаемой стенке кристаллизатора, нарушается тепловой баланс, который устанавливается при более толстой гарнисажной корочке. Установлено, что с увеличением напряжения на шлаковой ванне толщина гарнисажной корочки уменьшается по линейной зависимости, а с возрастанием скорости наплавки — увеличивается также практически по линейной зависимости (см. рис. 4). При использовании флюса АН-8 толщина гарнисажной корочки, полученной на тех же режимах наплавки, почти на 40 % больше, чем в случае флюса АН-9У.

Из рис. 5 следует, что с увеличением напряжения на шлаковой ванне, уменьшением скорости наплавки и расстояния от электрода до наплавляемой кромки глубина проплавления увеличивается. При этом наибольшее влияние на нее оказывает U . Удаление электрода от наплавляемой кромки в пределах заданного интервала варьирования (10 мм) изменяет глубину проплавления основного металла не более чем на 4 %. При ЭШН

на постоянном токе обратной полярности глубина проплавления в среднем на 4,3 % больше, чем на переменном токе при аналогичных режимах наплавки.

Сравнение расчетных данных с результатами экспериментов по ЭШН зубьев модулей 22...32 показало удовлетворительную их сходимость. Погрешность не превышала 10 %, что вполне приемлемо для инженерных расчетов.

Выводы

1. При выполнении ЭШН на постоянном токе значительно улучшается качество формирования наплавленного металла, увеличиваются диапазон допустимых колебаний параметров режима и глубина проплавления.

2. Установленные зависимости позволяют при проектировании формирующей оснастки достаточно точно прогнозировать геометрические параметры эвольвентного профиля восстанавливаемого зуба, что дает возможность в отдельных случаях не осуществлять механическую обработку рабочих поверхностей зубьев после их наплавки.

3. При восстановлении зубьев крупномодульных шестерен способом ЭШН предпочтительнее использовать флюс АН-9У.

4. Установленные количественные зависимости параметров режима наплавки приемлемы для выполнения расчетов оптимальных режимов ЭШН зубьев модулей 22...32.

1. Козулин С. М., Лычко Иг. И. Электрошлаковая наплавка зубьев крупномодульных шестерен // Автомат. сварка. — 1987. — № 3. — С. 62–64.
2. Спиридонов А. А., Васильев Н. Г. Планирование эксперимента. — Свердловск: УПИ им. С. М. Кирова, 1975. — 154 с.
3. Тепловые процессы при электрошлаковом переплаве / Под ред. Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1978. — 304 с.
4. Электрошлаковая сварка и наплавка / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1980. — 640 с.

The influence of the parameters of electroslag cladding on the penetration depth and thickness of skull crust was studied at reconditioning of the teeth of large-pitch gears by electroslag cladding. The obtained regression dependencies were used to plot the nomograms for establishing a quantitative relationship between the individual parameters of the mode.

Поступила в редакцию 24.02.2006



НОВОСТИ

Кооперация повышает эффективность исследований и снижает затраты

Поведение дуги и характер переноса электродного металла являются одними из главных факторов, которые определяют качество сварки (в первую очередь геометрические параметры сварного шва и уровень разбрызгивания). Данные о них помогают целенаправленно улучшать свойства существующих и разрабатываемых источников питания, подающих механизмов и сварочных проволок. Поэтому проведение для этих целей (кино)видеосъемки области дуги всегда очень желательно.

Еще больший эффект дает объединение (кино)видеосъемки с синхронной регистрацией напряжения дуги и тока сварки с последующим совместным представлением этих двух типов информации (видеоизображения и электрических параметров) в виде видеоклипа, как показано на рис. 1.

Однако не каждой сварочной лаборатории под силу затратить в 70...100 тыс. дол. США на оснащение таким оборудованием (рис. 2), включающим скоростную цифровую видеокамеру 1, систему регистрации электрических параметров процесса сварки на базе персонального компьютера 2, лазерную подсветку со стендом 3, специальные программы компьютерной обработки и т. п. Тем более, что используется это оборудование не более, чем 1–2 дня в месяц.

Выходом из этой ситуации является кооперация между научно-исследовательскими центрами, с обоюдной выгодой как для тех, кто нуждается в проведении таких исследований, так и для тех, кто обладает такими возможностями.

Примером такой кооперации является сотрудничество Межотраслевого учебно-аттестационного центра ИЭС им. Е. О. Патона (МУАЦ) с Федеральным Университетом города Уберландия (Бразилия), сварочная лаборатория которого (LAPROSOLDA) оснащена полным комплектом оборудования для проведения синхронной видеосъемки области дуги (см. рис. 2). До настоящего времени в этой лаборатории использовалась цифровая видеокамера, позволяющая производить видеосъемку со скоростью до 2000 кадр./с. Однако недавно была приобретена вторая цифровая видеокамера, у которой этот показатель еще выше — 28 000 кадр./с. Применение такого лабораторного оборудования (рис. 3) позволяет получить полную и детальную характеристику сварочно-технологических свойств источников, питания, подающих механизмов, сварочных проволок и т. п. Например, можно документально подтвердить, что такой-то источник питания или сварочная про-

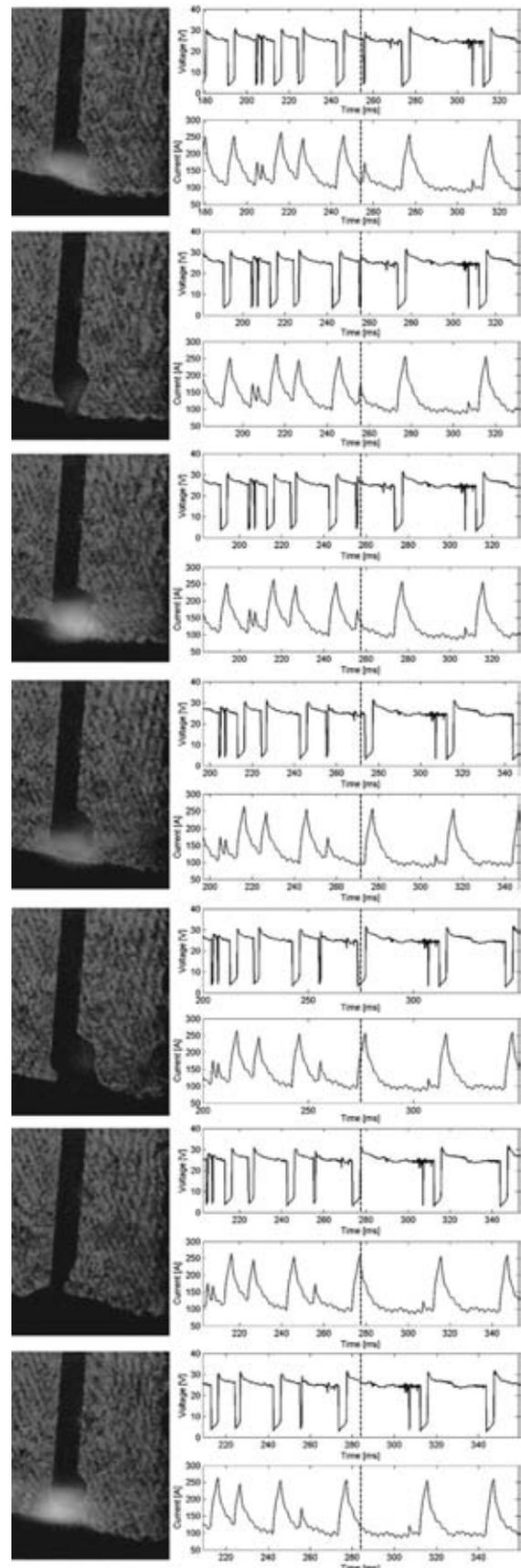


Рис. 1

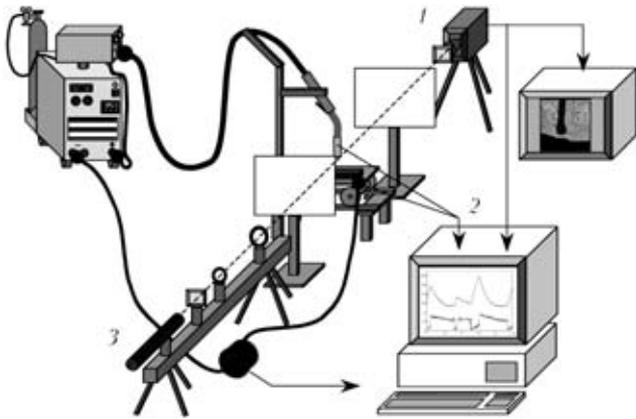


Рис. 2



Рис. 3

волокна действительно (как это часто указывается в рекламных проспектах на них) обеспечивают стабильное горение дуги и благоприятный перенос электродного металла. Можно также выявить причины, например, повышенного разбрызгивания электродного металла, нарушений стабильности процесса сварки и других проблем.

Помимо МУАЦ, в этой кооперации принимают участие также фирма «СЭЛМА» (Украина), ОАО «Прометей» (Чехов, Россия) др.

Финансовые затраты участников кооперации минимальны поскольку основным интересом бразильской стороны является возможность подготовки совместных публикаций в ведущих журналах в области сварки. Так, в журнале «Автоматическая сварка» опубликовано несколько статей авторами из ИЭС им. Е. О. Патона и Федерального Университета города Уберландия.

МУАЦ готов оказать консультационные и посреднические услуги организациям, заинтересованным в присоединении к этой кооперации.

Межотраслевой учебно-аттестационный центр: ИЭС им. Е. О. Патона (МУАЦ), ул. Боженко, 11, г. Киев-150, 03680, Украина; тел. (+380 44) 456 63 30, факс. (+380 44) 456 48 94), e-mail: ponomarev@ukr.net



BIULETYN INSTYTUTU SPAWALNICTWA w GLIWICACH (Польша) 2005. » Рос. 49, № 6 (польск яз.)

Pfeifer T., Gawrysiuk W. Технология роботизированной сварки MIG высокопрочных алюминиевых сплавов и свойства сварных соединений, с. 40–47.

Papkala H., Zadroga L. Сборка в пучок и сварка давлением тросиков медной проводки, с. 48–50.

Niagaj J. Применений способа А-TIG при сварке титана, никеля и их сплавов, а также аустенитных сталей, с. 53–57.

Kozak T. Замедленное трещинообразование в аспекте механики разрушения, с. 58–62.

* Раздел подготовлен сотрудниками научной библиотеки ИЭС им. Е. О. Патона. Более полно библиография представлена в Сигнальной информации (СИ) «Сварка и родственные технологии», издаваемой в ИЭС и распространяемой по заявкам (заказ по тел. (044) 287-07-77, НТБ ИЭС).



*QUARTERLY JOURNAL of the JAPAN WELDING SOCIETY (Япония) 2005.—
Vol. 23, № 3 (August) (яп.)*

Ueyama T. et al. Влияние расположения горелок на формирование валика на тонколистовой стали при импульсной дуговой сварке плавящимся электродом в защитном газе двумя проволоками в тандем с высокой скоростью, с. 383–391.

Ueyama T. et al. Влияние сварочного тока на формирование валика на тонколистовой стали при импульсной дуговой сварке плавящимся электродом в защитном газе в тандем двумя горелками с высокой скоростью, с. 392–397.

Tanaka M. et al. Перенос тепла к аноду при сварке ТИГ и его влияние на площадь проплавления, с. 398–404.

Saida K. et al. Повышение реакционной способности поверхности раздела сплава А6061 при эвтектической реакции между А6061 и металлами с предварительно нанесенным покрытием. Ч. 4. Изучение диффузионной сварки алюминиевых сплавов с нержавеющей сталью, с. 405–411.

Xu G. et al. Плазменная и лазерная наплавка деталей машин порошком на основе никелевого сплава, с. 412–421.

Minami K. et al. Стандарт на размеры угловых швов в мостостроении, с. 422–430.

Kim Y. et al. Точное прогнозирование неплоской деформации вследствие трещинообразования при сварке угловым швом, с. 431–435.

Takahashi T. et al. Усталостные характеристики бессвинцового Sn–0,7Cu припоя под малоциклового нагружкой и их оценка путем обработки изображений, с. 436–441.

Shima T. et al. Механические свойства и свариваемость Н-профилей из катаной стали в сравнении с профилями из стали, полученной в дуговых и доменных печах, с. 442–451.

Ueno K. et al. Неразрушающий контроль шаровых паяных соединений корпусов с матрицей с шариковой сеткой методом инфракрасной термографии, с. 452–459.

Kimura M. et al. Экспериментальное исследование явления схватывания на поверхности раздела соединения сталей при сварке трением. Ч. 5. Изучение механизмов соединения при сварке трением, с. 460–468.

Yasui T. et al. Соединяемость разнородных металлов 6063/S45С при высокоскоростной сварке трением с перемешиванием. Ч. 1. Изучение сварки трением с перемешиванием разнородных металлов, с. 469–475.

Hasegawa M., Ogura K. Влияние режима сварки трением на температуру соединяемых поверхностей полиэтилена, с. 476–483.

Kanai Satoru et al. Влияние фазовых составляющих поверхности раздела на прочностные свойства соединений подшипниковой стали SUJ2 с титановым сплавом Ti–6Al–4V, выполненных диффузионной сваркой, с. 484–490.

Watanabe T. et al. Контактная точечная сварка углеродистой стали с Al–Mg сплавом, с. 491–495.

Yamamoto N. et al. Влияние межфазного слоя на прочность поверхности раздела соединений углеродистой стали с Al–Mg сплавом 5083, с. 496–503.

*JOURNAL of the JAPAN WELDING SOCIETY 2005. —
Vol. 74, № 6 (яп. яз.)*

Katoh M. Аварии и неразрушающий контроль, с. 3–4.

Nakanishi Y. История крупногабаритных сварных конструкций в Японии глазами специалиста-сварщика. Иллюстрированная история их сооружения и изменения, с. 5–30.

Konda N. et al. Свойства сварных соединений листовой стали с отличными усталостными характеристиками, с. 31–35.

Uchihara M., Ikegami Yuichi. Свариваемость сталей и предупреждение дефектообразования, вызванного защитными газами при лазерной и дуговой сварке, с. 36–39.

PRAKTIKER (Германия) 2005. — № 8 (нем. яз.)

Boysen F. Новый выхлопной клапан — качественный, скоростной, но более дешевый, с. 203.

Engindeniz E. Сварка плавящимся электродом в защитном газе бесшовной электродной проволокой. — Ч. 1. Технология, с. 204–207.

Dilthey U., Drepper M. Сенсорная система для сварки ленточным электродом в защитном газе в узкий зазор с магнитным отклонением дуги, с. 208–209.

Schreiber S. et al. Обучение помогает сократить дефекты, избежать аварий, снизить затраты: Ч. 3. Контактная сварка, с. 210–216.

Lorenz H. Точечная сварка вольфрамовым электродом в защитном газе — правильная форма точек, быстро, без напряжений, с. 218–220.

Veit W. Важные изменения в стандарте DIN 10 204 «Удостоверения об аттестации», с. 224.

Schuster J. Все по-прежнему, но кое-что совершенно иначе. Ч. 2. Субъективные размышления о переработанной версии стандарта DIN EN 10025, с. 226–228.

Zwatz R. Вопросы к стандарту DIN EN 287-1, с. 230.

PRAKTIKER (Германия) 2005. — № 9 (нем. яз.)

Aretz H.-G. Риск или безопасность автогенных установок, с. 236.

Engindeniz E. Сварка плавящимся электродом в защитном газе бесшовной электродной проволокой. — Ч. 2. Примеры применения, с. 238–242.

Lutz W. Применение робота и offline-программирования при сварке лопаток экскаватора, с. 244–248.

Trommer G. Из практики сварщиков на сдельной оплате. Применение процесса СМТ (с переносом холодного металла) для сварки и пайки без разбрызгивания, с. 250–254.

Koch J. Ремонтная сварка паровых котлов, с. 256–257.

Wilhelm G. Повышение производительности за счет оптимального применения защитного газа, с. 258–259.

Dilthey U., Sevim A. Сварочно-технологические и сенсорные аспекты применения вращающихся горелок при сварке плавящимся электродом в защитном газе, с. 261–262.

Buschhaus T., Seiler S. Роботизированная автогенная резка — экономична, с. 263–265.

Eisenbeis C. Пайка в защитном газе — стимул к поиску инновационного метода, с. 272–276.



PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2005. — № 2-3 (пол. яз.)

Wlosinski W. et al. Диффузионный нагрев сплавов на основе NiAl и Ni₃Al со сталью St3S, с. 2–6.

Nowacki J., Rybicki P. Влияние защитного газа на геометрию шва, выполненного методом FCAW, на стали дуплекс UNS S31803, с. 7–9.

Czuchry J. et al. Процедура проб твердости сварных соединений, с. 10–12.

Gawrysiuk W. et al. Характеристика технологий дуговой автогенной пайки MIG/MAG, с. 17–20.

Szymlek K., Cwiek J. Влияние микроструктуры стали 18G2A на свариваемость, с. 21–23.

Pocica A., Nowak A. Польские мосты из стали, с. 24–26.

PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2005. — № 4-5 (пол. яз.)

Kiimpel A. et al. Механизм наплавки порошкообразных материалов лазером HPDL, с. 17–23.

Dobrzanski L. A., Klimpel A. et al. Механизм процесса лазерной наплавки проволокой, с. 24–30.

Klimpel A. et al. Роботизированная МАГ наплавка порошковой металллокерамической проволокой Ni-WC, с. 32–37.

Klimpel A. et al. Влияние направления и угла наклона горелки МАГ на качество и технологические свойства шва, выполненного металллокерамической проволокой, с. 38–44.

Klimpel A., Gorka J. Влияние техники наплавки металллокерамической проволокой методом МАГ на качество многослойного шва, с. 45–49.

Luksa K. Диагностика процесса сварки МАГ с искровым переносом металла через дугу, с. 50–55.

Klimpel A. et al. Технология сварки МАГ и плазменной сварки МАГ листов из стали X6CrNiTi18-10, с. 56–64.

Czuprynski A., Gorka J. Ручная и механизированная плазменная наплавка порошкообразных материалов РТА на вращающиеся элементы, с. 65–68.

PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2005. — № 6 (пол. яз.)

Wolanski R. et al. Процедура испытаний сварных соединений на изгиб, с. 3–5.

Mirski Z., Granat K. История водной пайки медной проволоки и текущее состояние, с. 6–8.

RIVISTA ITALIANA DELLA SALDATURA (Италия) 2005. — An. LVII. — № 5 (итал. яз.)

Jori D., Musim M. Контактная сварка — преимущества применения постоянного тока средней частоты, с. 649–662.

Forchera R. Разные методы, используемые для выполнения предварительного нагрева и снятия напряжений при сварке, с. 665–670.

Bertoni A. et al. Сталь марки 92 — разработка расходных материалов и выбор способа сварки, с. 675–681.

Volpone M., Mueller S. M. Лазерная сварка и сварка трением с перемешиванием — преимущества и ограничения обеих технологий, с. 683–691.

Costa G., Peri F. Основные положения международного стандарта ISO 20807: 2004 для аттестации и сертификации персонала в области неразрушающего контроля, с. 693–698.

Rogante M. et al. Программа расчета распределения остаточных напряжений в сварных соединениях, с. 701–705.

Farrar J. C. M. Современные супернержавеющие стали — разработка, области применения и свариваемость, с. 707–713.

Технология выполнения сварки ТИГ, с. 715–724.

SCHWEISSEN und SCHNEIDEN (Германия) 2005. — № 7 (нем. яз.)

Современная сварочная техника в производстве спортивных мотоциклов, с. 300.

Dobbelin R. et al. Снижение электромагнитной эмиссии установок для контактной сварки, с. 306–316.

Gebert A. et al. Исследование технологии сварки твердых материалов на основе кремния для повышения износостойкости, с. 317–322.

Dilthey U. et al. Лазерная сварка — сварка в защитных газах — применение гибридного способа открывает новые возможности в производстве труб, с. 323–329.

Rickes B. Актуальное развитие международной стандартизации в области сварочных присадочных материалов, с. 330–332.

Vin M. M. Титан — чрезвычайно перспективный материал, с. 332–334.

Работа службы информации — «Обзор литературы по сварке и родственным способам», с. 334–342.

Zwatz R. Приварка шпилек — заседание ISO/TK 44/SC10 WG 6 в феврале 2005 г. в Лондоне, с. 343.

SCHWEISS & PRUEFTECHNIK (Австрия) 2005. — № 9 (нем. яз.)

Heinemann P. et al. Технологические и металлургические аспекты гибридной сварки соединений, с. 131–133.

58-я конференция МИС, с. 134–135.

IAS 50 — новая система ультразвукового контроля, с. 138.

Lutz W. Камера для роботизированной сварки сокращает рабочее время, с. 140–142.

WELDING and CUTTING (Германия) 2005. — № 4 (англ. яз.)

Baumgart P. Алюминиевая и магниевая присадочные проволоки для роботизированной сварки, с. 166–167.

Орбитальная сварка — решения поставленных при сварке задач, с. 176–178.

Smith F. Comeld — инновация для соединения композиционных материалов с металлами, с. 182–186.



Wegmann H. et al. Плазменная резка — экономически выгодный процесс для малоуглеродистых и низколегированных сталей, с. 191–194.

Bach F.-W. et al. Расчет поля течения в процессе подводной дуговой сварки металлическим электродом, с. 200–206.

WELDING and CUTTING (Германия) 2005. — № 6 (англ. яз.)

Подводная точечная сварка, с. 294–295.

Новые сварочные технологии немецкой фирмы TBI Industries GmbH, с. 298–299.

Новая технология приварки шпилек фирмы Soyer, Германия, с. 300–301.

Международная выставка FABTECH и выставка Американского сварочного общества 2005 г. предлагают новые возможности, с. 302–308.

Международная ярмарка-выставка «Schweissen & Schneiden 2005» — высокая оценка экспонентов, с. 310–311.

Knop N., Killing R. Высокотемпературная пайка оцинкованных листовых материалов с использованием дуги — надежный и экономически выгодный способ. Ч. 1, с. 312–315.

Morgenstern Ch. et al. Применение концепции микроподложки при оценке усталостной прочности алюминиевых сварных соединений AW-5083 (AlMg4.5Mn) and AW-6082T6 (AlMgSi1 T6), с. 318–322.

Cramer H. Сварка сталей с повышенным содержанием углерода с помощью конденсаторной сварки и среднечастотной сварки, с. 328–333.

Howe A. M. et al. Круговое исследование методом prEN ISO/DIS 15011-4 для определения скорости выделения паров, образующихся при сварке от расходуемых материалов, с. 334–344.

Shi S. G. et al. Компенсация изменения зазора с помощью адаптивного контроля при гибридном процессе сварки толстолистовой стали, с. 345–350.

WELDING JOURNAL (США) 2005. — Vol. 84, № 9 (англ. яз.)

Anderson T. Как избежать трещинообразования алюминиевых сплавов, с. 25–27.

Wilson D. R. Модернизация — использование прозрачных экранов при сварке, с. 29–32.

Lazor R. et al. Замедленное разрушение в многопроходных сварных швах, с. 34–38.

Wheeler B. Безопасность гибких автоматизированных участков начинается по их границам, с. 39–41.

Робот повышает производительность изготовления мотоциклов по специальному заказу, с. 43–45.

Защита сварщиков с головы до ног, с. 46–47.

Выбор правильной поддержки для запястья, с. 48.

Rani M. R. et al. Расчет соединений для ультразвуковой сварки пластмасс, с. 50–54.

Ramini N. M. de Rissone et al. Влияние защитных газов, положения швов, количества проходов и энергии дуги на свойства цельносварного металла при использовании порошковой проволоки, с. 139–148.

WELDING JOURNAL (США) 2005. — Vol. 84, № 10 (англ. яз.)

Flom Y. Пайка в космосе — преодоление будущих преград, с. 25–29.

Siewert T. A. et al. Разработка веб-сайта с данными по бессвинцовым припоям, с. 30–31.

Shapiro A. E. Высокотемпературная пайка магниевых сплавов и композиционных материалов на основе магния, с. 33–43.

Perricone M. J. Новейшая технология ионно-лучевого измельчения помогает идентифицировать фазовые превращения, с. 44–49.

Campbell K. Студенты проводят эксперименты по сварке в космосе, с. 80–84.

Сварка труб — основа для создания вашего собственного мотоцикла, с. 85–90.

Swearingen J., Carter J. Как выбрать защитные перчатки для сварки, с. 91–94.

Poorhaydari K. et al. Оценка скорости охлаждения при сварке толстолистового и тонколистового металла с промежуточной толщиной, с. 149–155.

Jenkins N. T. et al. Распределение размера частиц в дымах, образующихся при сварке плавящимся электродом в среде защитного газа и при дуговой сварке порошковой проволокой, с. 156–163.

WELDING JOURNAL (США) 2005. — Vol. 84, № 11 (англ. яз.)

Bruce W. A. Простой подход к ремонтным работам трубопроводов без прекращения эксплуатации и ремонтная сварка патрубков, с. 40–45.

Siewert T. et al. Что следует предпринять для восстановления ваших мостов, с. 47–49.

Wallis C. A. Оптимальное распределение мощности при экономических сварочных процессах, с. 50–53.

Perez-Guerrero F., Liu S. Техобслуживание и ремонтная сварка в открытом море, с. 54–59.

Vel Murugan V., V. Gunaraj. Влияние параметров процесса на угловую деформацию толстолистовой конструкционной стали после дуговой сварки металлическим электродом в среде защитного газа, с. 165–171.

Marya M., Gayden X. Q. Разработка требований для контактной точечной сварки двухфазных сталей (DP600), с. 172–182.

ZVARANIE-SVAROVANI (Словакия) 2005. — Roc. 54. — № 8 (слов. яз.)

Hrivnak I. Металлургические аспекты сварки порошковой электродной проволокой, с. 201–205.

Trube S., Amman T. Защитные газы для сварки и формирование корня шва на хромоникелевых сталях, с. 206–208.

Varga A. Комплексные технологии резки материалов, с. 209–211.

ТЕХНИЧЕСКИЙ СЕМИНАР НА КАХОВСКОМ ЗАВОДЕ ЭЛЕКТРОСВАРОЧНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

5 июня 2006 г. на ОАО «Каховский завод электросварочного оборудования» (КЗЭСО) состоялся традиционный семинар «Железнодорожный транспорт — сварка 2006». В нем приняли участие свыше 30 ведущих специалистов, представляющих вагоностроительные, вагоноремонтные, тепловозо- и электровозостроительные и ремонтные заводы Украины (г. Никополь, Жмеринка, Днепропетровск, Кременчуг, Керчь, Львов, Луганск, Мариуполь, Стаханов) и России (г. Рославль, Брянск). В семинаре приняли участие также руководство Общества сварщиков Украины, «Международной ассоциации сварка», журналов «Автоматическая сварка» и «Сварщик», Луганского аттестационного центра и представители КЗЭСО — руководители и главные специалисты основных служб завода.

Главная цель семинара — ознакомление специалистов сварочных служб предприятий с деятельностью КЗЭСО по совершенствованию и расширению номенклатуры выпускаемой ими продукции, с достижениями в части повышения уровня организации и культуры производства, технической оснащенности предприятия, а также учета предприятием в ближайшей перспективе замечаний и пожеланий, высказанных потребителями продукции на семинаре.

Открыл работу семинара главный инженер ОАО «КЗЭСО» В. И. Окул. Он кратко ознакомил слушателей семинара с основными макроэкономическими показателями деятельности КЗЭСО за последний год. Было отмечено, в частности, что завод сохранил численность работников (2300 чел.), выполнил в 2005 г. план на 104 % по сравнению с 2004 г. Благодаря усилиям конструкторского отдела, технических служб и отдела продаж значительно возрос выпуск полуавтоматов КП-015 (для автомобильной промышленности), источников питания для полуавтоматов КИГ-303, КИГ-602, выпрямителей многопостовых КИМ-1201 для ручной дуговой сварки покрытыми электродами. Налажен выпуск машин ТС-011 для контактной стыковой сварки арматуры из низколегированных, высокопрочных нержавеющей сталей и алюминиевых сплавов.

Большое внимание на заводе уделяется повышению доли импортных комплектующих деталей и узлов, используемых в производстве оборудования для дуговой сварки. В частности, широкое применение получили, например, пускорегулирующие устройства фирмы «Klos».

Машины для контактной сварки. На «Укрзалізницю» поставлена передвижная рельсосварочная установка с машиной К-022-1. Будет изготовлен передвижной рельсосварочный комплекс КРС-1. «Укрзалізниця» имеет намерение приобрести специализированные установки для вырезки, очистки и укладки щебня при строительстве и ремонте железнодорожных полотен с производительностью 1000 м³/ч.



Затем участники семинара совершили экскурсию по основным цехам КЗЭСО, где специалисты завода продемонстрировали возможности выпускаемого ими оборудования для дуговой и контактной сварки, ответили на возникшие вопросы.

Семинар был продолжен выступлением главного конструктора завода С. В. Духа. Он подробно осветил и продемонстрировал основные этапы и новейшее в части производства электросварочное оборудование по группам: источники питания, полуавтоматы, контактные точечные машины, машины для контактной сварки сопротивлением. Отметил, что все корпусные детали оборудования с толщиной стенки не более 3 мм готовятся с использованием оборудования с ЧПУ фирмы Trumpf. На ней осуществляется прошивка, а также гибка деталей. Все элементы силовой цепи проходят двухстадийную вакуумную пропитку. Завод постоянно расширяет типовой ряд источников питания: классические вентильные (типа ВС-300) и классические управляемые (тиристорные). Производят также многопостовые источники (КИМ 601 и КИМ 1201). Создан специальный источник для особосложных условий эксплуатации (в шахтах — КАЭС 401). По заказу металлургической промышленности разработан источник для электрошлакового переплава — КИУ 2000.

В части производства полуавтоматов для дуговой сварки акцент делается на повышение качества и совершенствование конструкции оборудования с учетом специфики производств в судостроении, вагоностроении, автомобильной промышленности. Поэтому специалисты КЗЭСО постоянно изучают рынок отдельных отраслей. Этой же задачей служит и проводимый семинар. КЗЭСО стал активно применять комплектующие изделия известных фирм, особенно в части оптимизации конструкций полуавтоматов и использования надежных систем управления. Как результат — создание серии полуавтоматов КП017, КП018, КП019 с унифицированной комплектацией и единой схемой управления.

Контактные точечные машины в настоящее время укомплектованы регуляторами цикла сварки фирмы «Serratron» (Испания). КЗЭСО намерено использовать их также в машинах для шовной сварки и контактной сварки сопротивлением.

В заключение работы семинара его участники высказали ряд пожеланий в адрес КСЭЗО. Среди них: необходимость разработки и использования в оборудовании для дуговой сварки систем слежения при выполнении криволинейных швов, стандартизации используемых в оборудовании цифровых индикаторов и участие в разработке методики метрологического контроля за их состоянием, разработки полуавтоматов для сварки с контролируемым переносом электродного металла (аналога СМТ-процесса фирмы «Фрониус»), ат-

тестации всех видов источников и полуавтоматов на соответствие требованиям Руководящего документа России. Выступающие высказали также пожелания по снижению стоимости оборудования, усилению авторского надзора за результатами использования новых образцов оборудования на производствах, более тщательной проверки сопроводительной технической документации на ее соответствие реализуемому оборудованию.

В. Н. Липодаев, д-р техн. наук

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!



11 сентября исполнилось 80 лет Виктору Петровичу Лозовскому, кандидату технических наук, известному специалисту в области производства сварных конструкций, нашедших широкое применение в судостроении, ракетостроении, авиационной технике, а также разработки технологии и оборудовании для точечной сварки многослойных конструкций.

Свою трудовую деятельность В. П. Лозовский после окончания Киевского политехнического института начал на «Заводе «Ленинская кузница» мастером производственного корпусного цеха, а в 1956 г. перешел работать в Институт электросварки им. Е. О. Патона, с которым связано 50 лет его трудовой деятельности. В 1976 г. защитил кандидатскую

диссертацию. Работал старшим научным сотрудником, заведующим сектором.

За годы инженерной и научной деятельности им получены весомые результаты в области технологии изготовления сварных конструкций. Так, на Днепропетровском заводе металлических конструкций внедрена линия по производству двутавровых балок путем многодуговой сварки; на Днепродзержинском вагоностроительном заводе внедрена сварка расщепленным электродом. В. П. Лозовский принял активное участие в разработке серии стандартов по дуговой сварке плавлением под слоем флюса. Большой вклад он внес в разработку технологии и оборудования для точечной сварки многослойных конструкций, что позволило решить ряд конструкторских задач, уменьшить весовые характеристики сварных конструкций в 3-4 раза. В. П. Лозовский автор более 50 печатных работ, 25 авторских свидетельств.



8 сентября 2006 г. исполнилось 50 лет Олегу Григорьевичу Левченко, известному специалисту в области охраны труда и экологии в сварочном производстве, доктору технических наук. Свою научную деятельность он начал в ИЭС им. Е. О. Патона в 1980 г. после окончания Киевского политехнического института. Здесь он прошел путь от инженера до заведующего отделом проблем

охраны труда и экологии в сварочном производстве.

Основные направления научной деятельности О. Г. Левченко связаны с созданием теоретических основ процессов образования сварочных аэрозолей; исследованием гигиенических характеристик процессов сварки, сварочных материалов и способов сварки; разработкой методов и средств нейтрализации вредных веществ, поступающих в воздух производственных помещений, технологических и санитарно-технических мероприятий по минимизации вредных выделений в воздух рабочей зоны; исследованием фильтрующих материалов для средств защиты сварщиков и окружа-

ющей среды; созданием новых высокоэффективных средств местной вентиляции и индивидуальной защиты. С его участием создана информационно-поисковая система гигиенических характеристик сварочных материалов ECO-WELD (Экология сварки), представляющая собой базу данных о сварочных аэрозолях, о методах и средствах защиты сварщиков и окружающей среды. Разработаны технологические рекомендации по совершенствованию сварочных материалов и технологий сварки, а также санитарно-технические мероприятия. Для нейтрализации вредных веществ выполнены исследования и выбор фильтрующих материалов различных видов с целью применения в системах местной вентиляции и средствах индивидуальной защиты органов дыхания сварщиков. С участием О. Г. Левченко разработаны новые модели средств местной вентиляции и индивидуальной защиты органов дыхания, организовано серийное производство вентиляционных и фильтровентиляционных агрегатов марки «ТЕМП».

По результатам выполненных научных исследований О. Г. Левченко в 1988 г. защитил кандидатскую, а в 2002 г. — докторскую диссертацию. Он автор более 140 печатных работ: статей, книг, изобретений, нормативных документов, учебного пособия.

Более 13 лет на рынке сварочного оборудования Украины



**предприятие
«Триада-Сварка»
г. Запорожье**

- Электрогазосварочное оборудование
- Горелки к полуавтоматам
- Электрододержатели
- Пусконаладочные работы
- Ремонт сварочного оборудования, в том числе сложного
- Технологическое обеспечение сварочных процессов
- Автоматизированные сварочные линии и комплексы



тел. (380612) 33 1058,34 3623,
13 2269,(38061) 220 0079 e-mail: weld@triada.zp.ua

Электромашино-
строительный завод
«ФИРМА СЭЛМА»



**ПРОИЗВОДСТВО
ЭЛЕКТРОСВАРОЧНОГО
ОБОРУДОВАНИЯ**



**60 лет
в мире сварки**



95000, г. Симферополь, Украина
ул. Генерала Васильева, 32А
Тел.: (0652) 48-65-37, 48-18-62
E-mail: sales@selma.crimea.ua

www.selma.ua

маски
катоды
флюсы
горелки
редуктора
проволоки
электроды
выпрямители
плазмотроны
клемы массы
трансформаторы
сварочные трактора
керамические сопла
держатели электрода
сварочные полуавтоматы
установки для автоматизи-
рованной плазменной резки
оборудование для газоплазмен-
ной резки, наплавки, напыления
установки для контактной сварки
установки для микроплазменной сварки
гарантийное и сервисное обслуживание
установки очистки и фильтрации воздуха
установки для автоматической сварки в
среде защитных газов всех видов металла
оборудование для антикоррозионной защиты
установки для автоматической сварки под флюсом
композиционные металлополимерные материалы

**ГОРЮЩИЙ ДИМ 03680, г. Киев, Украина, пр-т Глушкова, 1, пав.№21, тел./факс: (+380 44) 526-93-70,
ЗВАРЮВАННЯ 526-93-76, 526-93-75, 526-92-16, e-mail: igor@welding.kiev.ua, house@welding.kiev.ua**

**Разработка, производство, внедрение
Порошковые проволоки
для сварки, наплавки и напыления**

- Производство порошковых проволок ПП-АН, ПП-Нн;
- оборудование для наплавки; Welding Alloys;
- наплавочные установки Welding Alloys;
- порошковые проволоки Welding Alloys;
- проволоки сварочные Hyundai Welding;
- внедрение новых технологий;
- техническое сопровождение;
- разработка новых проволок;



ООО НПФ "Элна"
ул. Горького, 69, г. Киев, 03680
тел. (044) 200-80-25, 200-85-17
факс (044) 200-85-17
e-mail: info@elna.com.ua

**ЭЛЕКТРОДЫ
ПОРОШКОВЫЕ ПРОВОЛОКИ
ФЛЮСЫ**

Электроды для сварки углеродистых, низколегированных сталей и чугуна (АНО-21, АНО-6у, МР-3, УОНИ-13/55, АНО-4, УОНИ-13/45, АНО-27, АНО-ТМ, АНО-ТМ/СХ, АНО-ТМ/60, ЦУ-5, ЦЧ-4)

Порошковые проволоки для сварки, наплавки, резки (в том числе под водой) ПП-АН1, ПП-АН3, ПП-АН8, ПП-АН29, ПП-АН59, ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН69, ПП-АН19Н, ПП-АНВ2у, ППС-ЭК1, ПП-ЭК2, ПП-Нп-30Х20Мн, ПП-НП-12Х14Н13, ПП-Нп-200Х15С1ГРТ, ПП-НП-30Х12СМТ, ПП-Нп-60Х9С3ГТ, ПП-Нп-200ХГР, ПП-Нп-Х25Г14Н3Т, ПП-Нп-80Г15Н4, ППР-ЭК3, ППР-ЭК4

Флюсы плавные и керамические, для сварки и наплавки (АН-72, АН-М13, АНК-40, АНК-565, АНК-57, АНК-47А. По отдельным заказам изготавливаем флюсы других марок)

Опытный завод сварочных материалов
ИЭС им. Е.О. Патона
04112, г. Киев, ул. Е. Телиги, 2
Тел.: (044) 456 63 69
Факс: (044) 456 50 01



г. Киев, 03150,
ул. Боженко, 11
www.gefest-sv.com.ua
gefest-sv@kiev.web.com.ua

тел./факс: (38044) 200-88-33

Производство высококачественных электродов для:

- Сварки высоколегированных сталей
 - ОЗЛ-6
 - АНЖР-1
 - ЦА-11
 - АНЖР-2
 - ЭА-48М/22
 - ЦТ-15
- Сварки теплоустойчивых сталей
 - ЦУ-5
 - ТМУ-21У
 - ЦА-39
 - ТМА-1У
 - ТМА-3У
- Наплавки слоев со специальными свойствами
 - ЦН-12М
 - ЦН-6А
 - НИИ-48Г
 - Т-590
 - НР-70
 - ЦЧ-4
 - Гефест-6 (ОЗН-6)
 - ЦНИИ-4

А также множество других марок на заказ

ГОРЕТЬ, ЧТОБЫ СОЗДАВАТЬ!

Вся продукция СЕРТИФИЦИРОВАНА

Лидер производства порошковых проволок в Украине



ООО "ТМ.ВЕЛТЕК"

Порошковые проволоки для наплавки по ГОСТ 26101-84

-80Х20 РЗТ,35В9Х3СФ,25Х5ФМС,18Х1Г1М и др.

Порошковые проволоки ВЕЛТЕК

-ВЕЛТЕК Н200 - Н620

Порошковые проволоки для сварки

-АН1,АН8,АН39,АНЧ-2 и др.

Порошковые проволоки ТМВ

-ТМВ3,ТМВ6,ТМВ7,ТМВ11,ТМВ14,ТМВ29 и др

Диаметрами от 1,0 до 6,0 мм., производство до 5000 т/год
разработка, адаптация к условиям заказчика.

ул. Полеская, 24, офис 504

03056, Киев, Украина

тел./факс: (38044) 456-0209, 458-3485

e-mail:weldtec@iptelecom.net.ua www.weldtec.com.ua



**ПРОИЗВОДСТВО
ПРОДАЖА
СЕРВИСНОЕ
ОБСЛУЖИВАНИЕ**



➤ Малогабаритное, высокоэффективное энергосберегающее сварочное оборудование на токи 110-300 А с ограничением холостого хода до 12 В



➤ Автономные мобильные сварочные комплексы на базе резонансных преобразователей



Сварочные инверторы для MMA и TIG сварки на токи 80-300А

Украина, 03150, г. Киев, ул. Горького, 94-96, к. 14,
тел./факс: (38044) 271 20 36, 271 21 02

Специализированный магазин: "ИНПАТ-СЕРВИС",
тел.: (044) 220 92 89

"ИЭС - ЭПС"

**ОАО "ЗОНТ"
Автогенмаш™**



т. (048) 717-00-50
ф. (048) 715-69-50

oaozont@zont.com.ua
www.zont.com.ua

машины для термической резки металла
криогенное оборудование

Завод автогенного оборудования
г. Краматорск

Сертифицированная продукция!

РЕЗЕРВУАРИ

Резаки Р1 "Донмет"	- 54 грн.
Горелки газосварочные Г2 "Донмет"	- 46 грн.
Горелки для кровли ГВ "Донмет"	- 23 грн.
Керосинорезы РК-200	- 115 грн.
Бачки керосиновые БГ-08 "Донмет"	- 123 грн.
Редуктор БПО "Донмет"	- 37 грн.
Редуктор БКО "Донмет"	- 73 грн.

АСП-10, баллоны, вентили баллонные,
рукава резинотканевые, манометры, карбид...

Тел./факс (0626) 44-26-85, (06264) 5-77-13

E-mail: svarka@donmet.com.ua

<http://www.donmet.com.ua>



СпецСплав www.spetssplav.dp.ua



Порошковые проволоки
Ферросплавы
Лигатуры
Хром металлический
Флюсы сварочные
Электроды для резки
Комплексные раскислители
Электроды наплавочные

ул. Курсантская, 1д,
г.Днепропетровск,
49051, Украина

тел.: (380562) 32-26-22
т/ф: (380562) 32-37-99
sp@spetssplav.dp.ua

ЗАРЕЗЕРВИРУЙТЕ место
для Вашей рекламы
в следующих номерах.

Звоните:
(044) 529 26 23, 287 63 02



**СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ СВАРКИ
И РОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ,
СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПОДГОТОВКИ КАДРОВ**

2-я Международная научно-методическая конференция

11–14 сентября 2006 г. г. Мариуполь

Организаторы

- ✓ Министерство образования и науки Украины
- ✓ Общество сварщиков Украины
- ✓ УНЦ «НАУКА. ТЕХНИКА. ТЕХНОЛОГИЯ»
- ✓ Приазовский ГТУ
- ✓ ОАО «Азовмаш»
- ✓ ОАО «Сталькон»

Программа конференции (пленарные и секционные заседания)

- ✓ Повышение качества и эффективности процессов сварки и других родственных технологий
- ✓ Проблемы проектирования, изготовление и эксплуатации сварных конструкций
- ✓ Система сертификации продукции сварочного производства
- ✓ Проблемы совершенствования подготовки кадров в условиях многоуровневой системы высшего образования

Справки по тел.: (0629) 31 69 70, 31 65 79, 31 65 86

Научно-технические журналы ИЭС им. Е. О. Патона <http://www.nas.gov.ua/pwj>

«**Автоматическая сварка**», 12 номеров в год, издается с 1948 г. В журнале представлена разнообразная научно-техническая информация по сварке, наплавке, резке, пайке и нанесению защитных покрытий; производственный опыт применения современных технологий для соединения материалов и восстановления изделий; сведения о новых книгах и патентах; обзорная информация о профильных выставках и конференциях; банк производителей товаров и услуг на рынке сварочного производства Украины и России.

Тел.: (38044) 287-63-02, 529-26-23

«**Техническая диагностика и неразрушающий контроль**», 4 номера в год, издается с 1989 г. В журнале представлены последние достижения в области технической диагностики и неразрушающего контроля (акустическое излучение, магнитные, радиоволновые, термические, оптические, радиационные и другие методы). Широко освещаются методики оценки и прогнозирования разрушений в сварных конструкциях.

Тел.: (38044) 271-23-90, 529-26-23

«**Современная электрометаллургия**», 4 номера в год, издается с 1985 г. В журнале освещаются разработки в области электрошлаковой, электронно-лучевой и плазменно-дуговой технологий, вакуумно-дугового переплава и индукционной плавки, а также в области внепечной обработки стали, энерго- и ресурсосберегающих металлургических технологий и др. До 2002 г. журнал издавался под названием «Проблемы специальной электрометаллургии».

Тел.: (38044) 528-34-84, 529-26-23

«**The Paton Welding Journal**», 12 номеров в год. Полный перевод на английский язык журнала «Автоматическая сварка».

Тел.: (38044) 287-63-02, 529-26-23

«**Advances in Electrometallurgy**», 4 номера в год. Полный перевод на английский язык журнала «Современная электрометаллургия».

Тел.: (38044) 528-34-84, 529-26-23

На официальном сайте журналов www.nas.gov.ua/pwj приведены рефераты опубликованных статей с 2000 г.

Подписка по каталогам подписных агентств, а также через редакцию

Адрес редакций журналов:
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11
Тел./факс: (38044) 271-24-03, 529-26-23,
528-04-86
E-mail: journal@paton.kiev.ua



ПОДПИСКА – 2007 на журнал «Автоматическая сварка»

Стоимость подписки через редакцию*	Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
	180 грн.	360 грн.	1980 руб.	3960 руб.	78 дол. США	156 дол. США
*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.						

Если Вас заинтересовало наше предложение по оформлению подписки непосредственно через редакцию, заполните, пожалуйста, купон и отправьте заявку по факсу или электронной почте.

Телефоны и факсы редакции журнала «Автоматическая сварка»: тел.: (38044) 287-63-02, 271-24-03, 529-26-23, факс: (38044) 528-34-84, 528-04-86, 529-26-23.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно также оформить по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Саммит», «Прессцентр», KSS, «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия)

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала _____

Срок подписки с _____

200 г. по

200 г. включительно

Ф. И. О. _____

Компания _____

Должность _____

Тел., факс, E-mail _____



РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Обложка наружная, полноцветная

Первая страница обложки (190×190 мм) — 500 \$

Вторая страница обложки (200×290 мм) — 350 \$

Третья страница обложки (200×290 мм) — 350 \$

Четвертая страница обложки (200×290 мм) — 400 \$

Обложка внутренняя, полноцветная

Первая страница обложки (200×290 мм) — 350 \$

Вторая страница обложки (200×290 мм) — 350 \$

Третья страница обложки (200×290 мм) — 350 \$

Четвертая страница обложки (200×290 мм) — 350 \$

Внутренняя вставка

Полноцветная (200×290 мм) — 300 \$

Полноцветная (разворот А3) (400×290 мм) — 500 \$

Полноцветная (200×145 мм) 150 \$

Черно-белая (170×250 мм) — 80 \$

Черно-белая (170×125 мм) — 50 \$

Черно-белая (80×80 мм) — 15 \$

• Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу.

• Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу.

• Статья на правах рекламы — 50% стоимости рекламной площади.

• При заключении рекламных контрактов на сумму, превышающую 1000 \$, предусмотрена гибкая система скидок.

Технические требования к рекламным материалам

• Размер журнала после обрезки 200×290 мм.

• В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов, необходимо отступить от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации.

Все файлы в формате IBM PC

• Corell Draw, версия до 10.0

• Adobe Photoshop, версия до 7.0

• QuarkXPress, версия до 5.0

• Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi.

• К файлам должна прилагаться распечатка (макеты в формате Word не принимаются).

Подписано к печати 11.07.2006. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 7,8. Усл. кр.-отт. 8,3. Уч.-изд. л. 8,9 + 2 цв. вклейки.

Цена договорная.

Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.