



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, В. Н. Замков,
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, Ю. А. Стеренбоген,
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) 227 6302, 269 2623
Факс: (38044) 268 0486
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:
Е. Н. Казарова, В. И. Котляр, 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.

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Скульский В. Ю., Царюк А. К.** Проблемы выбора
свариваемой стали для высокотемпературных компонентов
энергоблоков ТЭС (Обзор) 3
- Григоренко Г. М., Головкин В. В., Грабин В. Ф., Костин
В. А.** Влияние металлургических характеристик флюса на
структуру и фазовый состав высокопрочного металла шва 8
- Кулик В. М., Савицкий М. М., Новикова Д. П.,
Краснощечкова В. А.** Особенности аргонодуговой обработки с
подплавлением сварного соединения закаливающейся стали 16
- Кабацкий В. И., Кабацкий А. В.** Влияние модифицирования
металла шва на сопротивляемость замедленному разрушению
сварных соединений высокопрочных сталей 22
- Ковальчук В. С.** Учет влияния асимметрии цикла на трещино-
стойкость сталей и сварных соединений при двухчастотном
нагружении 27

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Бернадский В. Н., Маковецкая О. К.** О вкладе сварки в
экономику США 32
- Блащук В. Е.** Титан: сплавы, сварка, применение 39
- Кононенко В. Я.** Разработки ИЭС им. Е. О. Патона в области
подводной сварки и резки 47
- Лесков Г. И., Пустовойт С. В.** Прибор для регистрации
колебаний сварочной ванны 53

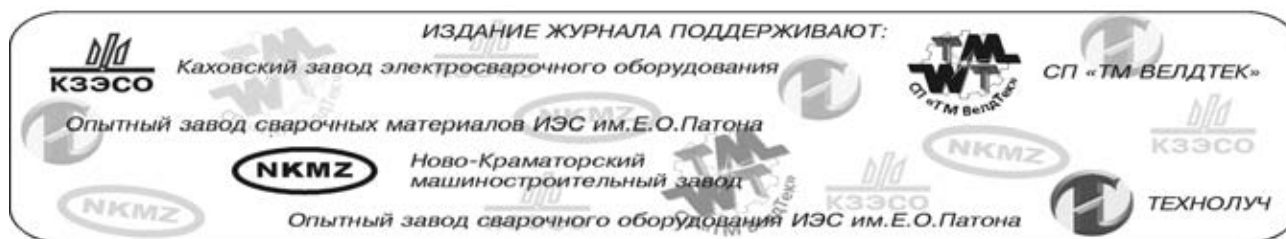
КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Максимов С. Ю.** Подводная мокрая сварка стали 17Г1С с
предварительной обработкой кромок взрывом 56
- Диссертация на соискание ученой степени 57
- Патенты в области сварочного производства 57
- По зарубежным журналам 60
- Новые книги 62

ХРОНИКА

- Открытие мемориальной доски Е. О. Патону в Тбилиси 66
- 3-я Международная специализированная выставка «Россварка-
2003» 67
- Наши поздравления 68

- ИНФОРМАЦИЯ** 70



Avtomaticheskaya Svarka

(Automatic Welding)

№ 3 (611)
March 2004

WELDING – CUTTING – SURFACING – BRAZING – COATING

Published since 1948

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, V. N. Zamkov,
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, Yu. A. Sterenbogen,
B. V. Khitrovskaya (exec. sec.),
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. Diltey (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)

Address:

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

Editors:

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

- Skulsky V. Yu., Tsaryuk A. K.** Problems of selection of weldable steel for high-temperature components of power units of TES (Review) 3
- Grigorenko G. M., Golovko V. V., Grabin V. F., Kostin V. A.** Effect of metallurgical characteristics of flux on structure and phase composition of low-alloy weld metal 8
- Kulik V. M., Savitsky M. M., Novikova D. P., Krasnoshchykova V. A.** Specifics of argon-arc treatment with prefusion of welded joint made from hardened steel 16
- Kabatsky V. I., Kabatsky A. V.** Effect of weld metal modifying on resistance to delayed fracture of high-strength steel welded joints 22
- Kovalchuk V. S.** Allowance for effect of cycle asymmetry on crack resistance of steels and welded joints at two-frequency loading 27

INDUSTRIAL

- Bernadsky V. N., Makovetskaya O. K.** About contribution of welding to the USA economy 32
- Blashchuk V. E.** Titanium: alloys, welding, application 39
- Kononenko V. Ya.** Developments of the E. O. Paton Electric Welding Institute in the field of underwater welding and cutting 47
- Leskov G. I., Pustovoi S. V.** Device for recording oscillations of weld pool 53

BRIEF INFORMATION

- Maksimov S. Yu.** Underwater wet welding of 17G1S steel with preliminary explosion treatment of edges 56
- Thesis for scientific degree 57
- Patents in the field of weldin 57
- Review of foreign journals 60
- New books 62

NEWS

- Opening of the memorial plaque of E. O. Paton in Tbilisi 66
- 3-rd International Specialized Exhibition «Russian Welding 2003» 67
- Our congratulations 68

- INFORMATION** 70

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.



УДК 621.791.621.311.2

ПРОБЛЕМЫ ВЫБОРА СВАРИВАЕМОЙ СТАЛИ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ КОМПОНЕНТОВ ЭНЕРГОБЛОКОВ ТЭС (ОБЗОР)

В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, А. К. ЦАРЮК, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены особенности технического «перевооружения» энергоблоков тепловых электростанций за последние 20 лет. Прогресс в этой области стал возможным благодаря разработке и применению новых комплексно-легированных теплоустойчивых сталей с повышенным содержанием хрома. Проанализировано влияние легирования на фазовый состав, коррозионную стойкость, процессы при старении, длительную прочность и свариваемость новых высокохромистых теплоустойчивых сталей.

Ключевые слова: тепловая энергетика, КПД, сверхкритические параметры пара, теплоустойчивые стали, легирование, длительная прочность, аустенитные стали, сталь с 9% Cr

В настоящее время тепловыми электростанциями (ТЭС) производится большая доля электроэнергии в общем ее объеме, вырабатываемом всеми типами электрогенерирующих предприятий [1–3]. С целью минимизации ущерба, приносимого окружающей среде работающими ТЭС (а также ТЭЦ), предусматривается их перевод на режимы, обеспечивающие снижение при сжигании топлива выбросов в атмосферу газообразных соединений углерода и азота (CO , CO_2 и NO_x). Кроме того, происходит сокращение использования в качестве топлива природного газа и переход на применение более дешевого и доступного твердого топлива — каменного и бурого угля, мировые запасы которых обеспечат их потребление на срок, в 4 раза превышающий срок потребления нефти и газа [1, 3].

Одним из эффективных направлений в решении экологической проблемы является сокращение количества потребляемого топлива в расчете на единицу произведенной электроэнергии. Для этого создаются специальные технологии подготовки угля и оборудование, обеспечивающие наиболее полное сжигание топливных фракций: топки, работающие на пылеугольном топливе; с кипящим циркулирующим слоем; с кипящим слоем с повышенным давлением; комбинированные установки с газификацией угля, в которых часть угля с помощью пиролиза перерабатывается в горючий газ, насыщенный воздухом или кислородом и сжигаемый в специальной камере, а образующийся при этом кокс и оставшаяся часть угля сжигаются по технологии кипящего слоя с повышенным давлением [1, 3]. В этих условиях стратегия наименьшего ущерба предусматривает повышение температуры в топках и рабочих органах котельных агрегатов, что, кроме снижения эмиссии вредных оксидов, сопровождается также повышением их КПД (рис. 1) [1, 3–15]. Это связано с достижением сверхкритических параметров пара ($T \leq 600...610^\circ\text{C}$, $P \leq 30...31\text{ МПа}$) по отношению к предельным параметрам, допускаемым

в ранее используемых установках ($T \leq 560^\circ\text{C}$ и $P = 16...25\text{ МПа}$). Такой переход позволяет повысить КПД энергоустановок ТЭС от 36...37 % (рассчитанных для условий: $T \sim 535^\circ\text{C}$, $P \leq 2\text{ МПа}$) до $\sim 45\%$ [6–8].

Для практической реализации предлагаемых технических решений потребовался новый свариваемый конструкционный материал, способный достаточно эффективно работать в новых условиях эксплуатации. После создания первых теплоустойчивых сталей с системой легирования Fe–Mo (типа 15M, 20M), недостатком которых была склонность к графитизации при температурах выше 480°C (сегодня такие стали для сварных деталей энергетических установок не применяются), был разработан целый ряд различных марок низко- и среднелегированных сталей на основе систем Fe–Cr, Fe–Cr–Mo с добавками ванадия, ниобия, никеля и других элементов [16–18]. Такое усложнение легирования обуславливает повышение длительной

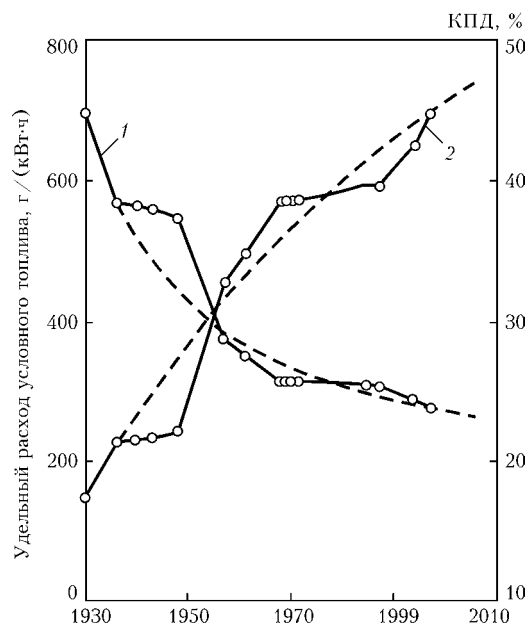


Рис. 1. Динамика роста эффективности и уменьшения потребления угля на примере электростанций, спроектированных фирмой VKR (Германия) [6, 12]: 1 — потребление топлива; 2 — КПД

© В. Ю. Скульский, А. К. Царюк, 2004

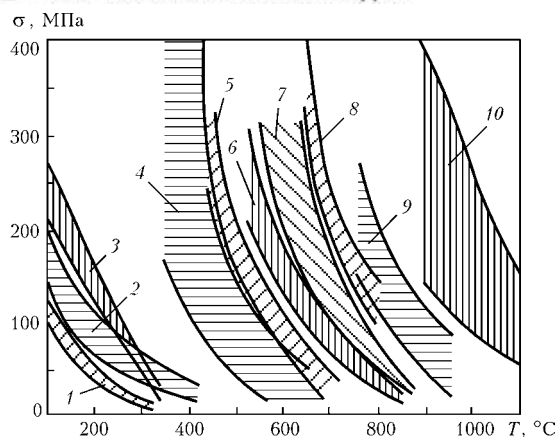


Рис. 2. Связь между температурой и длительной прочностью за 1000 ч для различных металлических материалов [21]: 1–4 — соответственно сплавы магния, алюминия, меди, титана; 5 — перлитные теплоустойчивые стали; 6 — аустенитные хромоникелевые стали; 7 — железохромоникелькобальтовые сплавы; 8 — сплавы на основе никеля; 9 — кобальтовые сплавы; 10 — молибденовые сплавы

прочности сталей и увеличивает верхний температурный предел их эксплуатации. Так, детали из углеродистых сталей типа стали 10, стали 20 могут работать при температуре до 450 °С, из стали 15ХМ — до 530, 20ХМФЛ — до 540 °С [17]. Однако упрочняющие элементы, особенно углерод, ухудшают свариваемость теплоустойчивых сталей, поэтому для сварных конструкций (с целью обеспечения удовлетворительной свариваемости) рекомендуется применять стали с относительно низким содержанием углерода — до 0,2...0,3 % [17].

В таблице представлены марки отечественных и зарубежных теплоустойчивых сталей, получившие наибольшее признание и распространение. Видно, что эти материалы обеспечивают приблизительно одинаковые допустимые режимы эксплуатации высокотемпературных узлов котельных установок, которые и определяют уровень критических параметров пара. Хромомолибденованадиевые перлитные стали типа 15Х1М1Ф, 12Х1МФ широко используются в котельных агрегатах в странах СНГ и имеют зарубежные аналоги типа стали 15128 (CrMoV), 14MoV63 и 15CrMoV510 [9, 19, 20]. Начиная с 1950-х гг. наибольшее распространение в мире получила бейнитная сталь

2,25Cr–1Mo, вошедшая в международный (EN) и национальные стандарты ряда стран [13] со следующими обозначениями: 10CrMo9 10 (EN, Западная Европа); 622 (BS, Великобритания); TU10CD9-10 (AFNOR, Франция); 12CrMo910 (UNI, Италия); STPA 22 (JIS, Япония); стандарты США и Германии указаны в таблице. В Западной Европе (в первую очередь Германии) с начала 1960-х гг. взамен стали P22 начали применять высоколегированную сталь мартенситного класса из группы материалов с 12 % Cr–X20CrMoV121 (X20). Несмотря на несколько больший уровень длительной прочности стали X20, по сравнению со сталью P22, максимальная температура ее эксплуатации, как и у других марок сталей, ограничивается ~560 °С.

Считается, что функциональные возможности стали с ферритной α -решеткой, упрочненной дополнительным легированием, исчерпываются при $T > 600$ °С (рис. 2). Выше этой температуры более эффективными являются высоколегированные аустенитные стали и сплавы [17, 21]. Однако изготовление узлов теплоэнергетического оборудования из аустенитных сталей сопряжено с рядом проблем, связанных с их физическими свойствами и свариваемостью [11, 17]. В работе [11] анализируется опыт длительного применения аустенитных сталей типов TP304 (06Cr–18Cr–10Ni), TP316H (06Cr–16Cr–12Ni–2Mo), TP316LN (03Cr–16Cr–12Ni–2Mo–N), TP321H (08Cr–18Cr–10Ni–Ti), TP347 (10Cr–18Cr–10Ni–Nb), Esshete 1250 (10Cr–15Cr–10Ni–6Mn–Mo–Nb–V) и др. при $T > 565$ °С в составе конструкций энергетических блоков, созданных в начале 1950-х гг. в Великобритании, Германии, США. Отмечается, что одной из особенностей аустенитных сталей по сравнению со сталями с ферритной решеткой является их более высокая деформационная способность при более низких напряжениях из-за большего количества систем скольжения атомов в γ -решетке (12 направлений скольжения) [11, 22, 23]. Поэтому для обеспечения высокой длительной прочности аустенитных материалов системы Fe–Cr–Ni необходимо легировать их молибденом и вводить эффективные карбидообразующие элементы (ниобий, титан, ванадий), а также азот [11]. Карбидообразователи типа титана и ниобия (чаще используют стали с ниобием) при охлаждении от высоких температур связывают углерод в стойкие карбиды MX и предотвращают образование нежелательных, обогащенных легирующими элементами, межзеренных карбидов $M_{23}C_6$ и M_6C , с которыми связывают возможность развития межкристаллитного разрушения вследствие межкристаллитной коррозии. Логично предположить, что локальное обеднение твердого раствора легирующими элементами при образовании таких карбидов

Наиболее распространенные марки трубных теплоустойчивых сталей и критические условия их эксплуатации [12, 13, 19, 20]

Марка стали	Стандарт на сталь	Страна-изготовитель	Максимальная температура, °С	Максимальное давление пара, МПа
13CrMo44	DIN 17175	Германия	520	—
10CrMo9 10 P22/T22	DIN 17175 ASTM, A-335/A-199 A-213	Германия США	540...545	20...28
12Х1МФ 14MoV63	ТУ 14-3-460-75 DIN 17175	СНГ Германия	545...550	21...25,5
Сталь 15128(CrMoV)	N415128	Чехия/Словакия		
15Х1М1Ф 15CrMoV510	ТУ 14-346-75 VdTÜV-Wb506	СНГ Германия	550	25,5
X20CrMoV121	DIN 17175	»»	550...560	20



может способствовать его разупрочнению, увеличению степени локальной деформации под действием напряжений и также возникновению очагов разрушения. Сдерживанию выделения карбидов типа $M_{23}C_6$ способствует снижение содержания углерода и введение азота, который дополнительно упрочняет сталь. Кроме того, в присутствии сильных карбидообразователей типа ванадия в таких сталях при температурах старения дополнительно реализуется механизм дисперсионного упрочнения.

При эксплуатации стабилизированных аустенитных сталей, в которых углерод связан в высокотемпературные карбиды MX, в процессе их старения (при $T \geq 600^\circ\text{C}$) происходит выделение безуглеродистых интерметаллидных фаз Лавеса игольчатой формы, упрочняющих твердый раствор. Более длительное старение может вызвать выделение σ -фазы. Хотя в работе [11] не указано на отрицательные последствия от образования σ -фазы, считается, что такие интерметаллидные соединения способствуют охрупчиванию материала, снижению высокотемпературной пластичности, поэтому их появления следует избегать [17, 21, 24]. С этой целью рекомендуется применять стабильно аустенитные стали без δ -феррита (для температур эксплуатации более 650°C), либо ограничивать его количество в пределах 2...5 % (для $T < 650^\circ\text{C}$), поскольку именно в высокохромистых молибденсодержащих двухфазных материалах создаются благоприятные условия для выделения σ -фазы из феррита в температурном интервале $650...950^\circ\text{C}$ [17, 21, 24–26].

Указанные пределы в содержании δ -феррита определены из условия обеспечения удовлетворительной стойкости сварных соединений аустенитных сталей (металла швов и металла околошовной зоны) против образования горячих трещин [17]. В свою очередь, исключение образования δ -феррита обуславливает значительное снижение технологической прочности. Наиболее остро проблема образования горячих трещин — кристаллизационных трещин и трещин повторного нагрева в многопроходных швах и в металле ЗТВ — стоит при сварке стабилизированных ниобием аустенитных сталей и соединений сталей повышенных толщин [11, 17]. Появление горячих трещин при сварке ниобийсодержащих сталей связывают с образованием легкоплавких, обогащенных ниобием и никелем, прослоек [11]. Кроме того, перегрев металла ЗТВ до температур растворения вторичных фаз (до $\sim 1300^\circ\text{C}$), в частности карбидов ниобия, и повторное их выделение в более мелкой форме обуславливает упрочнение межзеренных областей, снижение их пластичности и появление трещин при эксплуатации или при термической обработке, выполняемой для снятия внутренних напряжений, особенно в толстостенных узлах.

Дополнительно к числу существенных недостатков материалов с γ -решеткой следует отнести их низкую теплопроводность, высокую теплоемкость, высокое тепловое расширение, непригодность к контролю сварных соединений магнитным методом и ненадежность проведения их контроля

с помощью ультразвука (особенно при повышенных толщинах) [8, 11]. Это делает их менее технологичными и более сложными при изготовлении и эксплуатации высокотемпературных узлов котельных установок по сравнению со сталями с ферритной решеткой. Высокая теплоемкость аустенитных сталей значительно замедляет выход на требуемый режим работы и задерживает процессы теплосмен, высокий коэффициент термического расширения (на 50 % больший, чем у ферритной стали) вызывает появление реактивных напряжений и деформаций как в самих трубных системах и высокотемпературных узлах, так и в соединениях с поддерживающими конструкциями, что может привести к появлению очагов разрушения в отдельных зонах котельного оборудования и в сварных толстостенных секциях [17]. Для погашения продольных тепловых деформаций в трубных системах требуется изготовление компенсационных изгибов (петель), что повышает трудоемкость и стоимость сварных конструкций.

Несмотря на указанные выше проблемы, связанные с использованием аустенитных сталей, их применение оправдано во многих случаях, особенно при $T > 600...650^\circ\text{C}$ и наличии фактора агрессивности высокотемпературной среды. Например, аустенитные материалы достаточно эффективны в конструкциях современных парогазовых установок [11]. В этих агрегатах используется как энергия перегретого пара, вращающего паровую турбину, так и энергия газов, образующихся при сжигании газообразных продуктов процесса газификации угля и используемая для вращения газовой турбины, расположенной последовательно с паровой. КПД парогазовой установки достигает 57...58,8 % [1, 11]. При изготовлении таких агрегатов одновременно применяются теплоустойчивые стали и жаропрочные аустенитные материалы. Последние (например, никелевые сплавы типа Alloy 800 (X8NiCrAlTi3120), AC66 (X5NiCrCeNb3227, DIN N1.4877)) используются в конструкциях оборудования для газификации угля и в системах транспортировки газа к газовой турбине [11].

Таким образом, технические, экологические и экономические причины потребовали создания нового материала с α -решеткой, имеющего достаточную технологичность и пригодного для работы при $T \sim 560...600^\circ\text{C}$, т. е. в температурном интервале, ограниченном, с одной стороны, допустимой (критической) температурой эксплуатации существующих теплоустойчивых сталей, с другой — температурами, при которых более рационально применение аустенитных сталей [7, 9].

Исследования по созданию теплоустойчивых сталей с повышенным уровнем длительной прочности проводили в течение нескольких десятилетий в различных странах. Разработки шли в направлении увеличения содержания хрома от ~ 2 до 9...12 % при легировании молибденом приблизительно до 1...1,25 % и введении добавок никеля, ванадия, титана, ниобия, кобальта, бора как в отдельности, так и в определенных сочетаниях [7, 27]. Однако не все материалы обладали необходимой технологичностью при производстве и

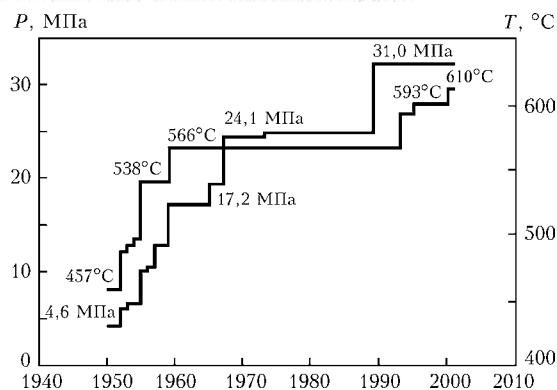


Рис. 3. Характер изменения параметров пара на ТЭС Японии [30]

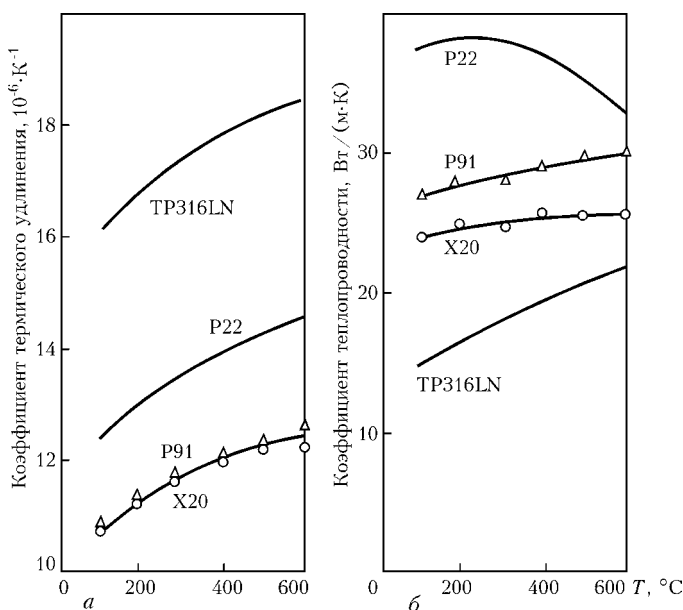


Рис. 4. Сравнение физических свойств сталей P91, X20 (с 12 % Cr), P22 (2,25Cr-1Mo) с ферритной решеткой и аустенитной стали TP316LN [11, 12, 19]

удовлетворительной свариваемостью. В результате достаточно долго (более 30 лет) уровень критических параметров пара в энергоблоках оставался практически неизменным [6, 8, 12].

В середине 1970-х гг. специалистами Национальной исследовательской лаборатории в Ок-Ридже (ORNL) и Ноксвиллского университета штата Теннесси (США) на базе известной с 1936 г. стали 9Cr-1Mo была создана модифицированная сталь типа 9Cr-1Mo-NiVNbN (обозначаемая по стандарту ASTM как T91 (SA-213) и P91 (SA-335)), первоначально предназначавшаяся для изготовления компонентов опытного реактора-размножителя вместо высоколегированной стали типа 316 [6, 27–29]. Предполагавшаяся рабочая температура — до 600 °C. Впоследствии эта сталь была исследована металлургами в Европе и Японии и признана подходящей для работы в энергетических угольных блоках ТЭС со сверхкритическими параметрами пара — при $T = 590...620$ °C [6, 9]. Именно с началом внедрения новой стали типа P91 стал возможным подъем рабочих параметров пара в энергетических блоках ТЭС в разных странах мира (рис. 1, 3) [6, 12, 30].

В настоящее время основными производителями бесшовных труб из стали P91/T91 являются Val-lourec&Mannesmann Tubes в Европе и Sumitomo Pipe&Tube Co., Ltd. в Японии [28]. Согласно немецкому стандарту TRD (материал № 1.4903) сталь P91/T91 обозначается как X10CrMoVNb91 [8, 13].

По физическим свойствам, определяющим технологичность при работе в составе узлов теплоэнергетического оборудования, сталь P91 выгодно отличается от аустенитных материалов [11, 12]. Как видно из рис. 4, по сравнению со сталью TP316LN сталь P91 при нагреве до температур рабочего диапазона (550...600 °C) имеет более чем в 4 раза меньший коэффициент термического удлинения и приблизительно в 1,5 раза больший коэффициент теплопроводности. Это означает, что в трубных системах и в толстостенных секциях, изготовленных из стали типа P91, будут возникать гораздо меньшие внутренние термические напряжения и деформации. Это особенно важно для условий теплосмен, при которых в сварных узлах возможно развитие повреждений из-за термической усталости [31].

По сравнению с низколегированными сталями перлитного и бейнитного класса сталь P91 имеет более высокую окалиностойкость и большую длительную прочность [27]. Причем по длительной прочности она превосходит также сталь X20CrMoV121 (X20) с 12 % Cr, хотя и имеет близкие с ней теплофизические свойства [12]. На основании экстраполяции результатов длительных испытаний стали P91 при рабочих температурах ее длительная прочность за период 10^5 ч при $T = 600$ °C оценивается равной 90 МПа [6, 27, 32]. Это значение превосходит длительную прочность стали X20 на 53 и стали P22 (2,25Cr-1Mo) на 155 % и приблизительно равна длительной прочности аустенитной нестабилизированной стали типа 06CrNi1811 [6, 11].

Благодаря более высокому уровню длительной прочности применение стали типа P91 вместо ранее используемых низколегированных сталей и стали X20 позволяет уменьшить толщины стенок компонентов котельных установок (рис. 5), чем обеспечивается значительное снижение металлоемкости, массы конструкций и экономия средств при их изготовлении [6, 13, 19, 31]. Так, например, при замене бейнитной стали P22 на сталь P91 при изготовлении тройника, предназначенного для работы при температуре 550 °C и давлении 28 МПа, его масса была уменьшена на 65 %, а в случае такой же замены при изготовлении трубной системы (для таких же параметров пара) для электростанции мощностью 600 МВт расчетная экономия средств составила 34 % [13]. Замена стали X20 на P91 позволила уменьшить массу фитинга на 20 % [12].

Таким образом, с разработкой стали P91 начинается новый этап в создании современного высокоэффективного теплоэнергетического оборудования. Ее физические и функциональные свойства характеризуются достаточно низкими теплоемкостью, коэффициентами теплопроводности и тер-

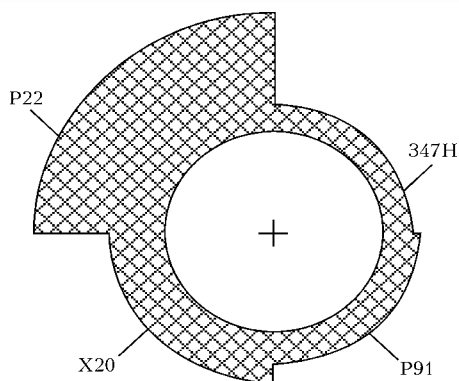


Рис. 5. Толщины стенок паропроводов из различных марок сталей, рассчитанные для пара с параметрами: $T = 600^\circ\text{C}$, $P = 25\text{ МПа}$ [33]

мического расширения, удовлетворительной (применительно к условиям производства и эксплуатации) длительной прочностью, коррозионной стойкостью, пластичностью, свариваемостью, обрабатываемостью и пригодностью для контроля сварных соединений с помощью наиболее распространенных ультразвукового и магнитно-порошкового методов, а также более низкой по сравнению с высоколегированными материалами стоимостью [12, 14, 31]. Сталь P91, являясь первым материалом нового поколения в группе сталей с 9...12 % Cr, становится достаточно распространенной теплоустойчивой сталью в мировой практике. К настоящему времени на ее основе созданы несколько новых модификаций с большим уровнем длительной прочности (стали типа E911, NF616), о чем будет сказано в следующей публикации.

1. Ольховский Г. Технологии для тепловых электростанций // Газотурбинные технологии. — 1999. — № 2. — С. 4–7.
2. Nakicenovic N., Raihi K. An assessment of technological change report across selected energy scenarios // Report of Intern. inst. for applied systems analysis. — 2002. — May.
3. Гастайгер Г., Стамателопулос Г.-Н. Угольные электростанции — современный уровень техники и перспективы развития на будущее // Черн. металлы. — 2002. — № 10. — С. 26–35.
4. Энергетика / И. Т. Швец, В. И. Толубанский, И. Д. Букшпун и др. — Киев: Вища шк., 1971. — 620 с.
5. Эткинс П. Порядок и беспорядок в природе: Пер. с англ. — М.: Мир, 1987. — 224 с.
6. The success of new material // Mannesmann Rohr. Reprint from «Report». — Issue S28/29. — 5 p.
7. Welding on new types of steel for power plant construction / W. Adam, W. Mischok, G. Wellnitz et al. // Welding and cutting: welding conf. in Bremen (28–30th Sept., 1994). — Böhrer Welding, Special Edition, 1994. — 11 p.
8. Current and future use of the 9% Cr Steel X10 CrMoVNb 91 for power plant applications / W. Arnswald, B. Kempkes, G. Wellnitz, M. Zschau // VGB Kraftwerkstechnik. Separate print from English issue. — 1994. — 73, № 3. — P. 203–208.
9. Hemmhofer K., Jakobova A. Properties of welded joints in 9% Cr creep resistant steel // Zvaranie-Svarovani (Welding). — 1999. — 48, № 11. — P. 106–108.
10. Zeman M., Brozda J., Pasternak J. Ocena spawalnosci stali HCM12A przeznaczonej na elementy kotlow energetycznych pracujace przy parametrach nadkrytycznych // Przegląd Spawalnictwa. — 1999. — 71, Nr.6. — S. 1–7.
11. Bendick W., Haarmann K., Richter H. Die Anwendung austenitischer Rohrwerkstoffe im Kraftwerksbau // VGB Kraftwerkstechnik. — 1993. — 73, № 12. — S. 1062–1069.
12. Use of P91 in Europe and overseas / W. Bendick, K. Ulmann, K. Harmann, M. Zschau // ASME joint intern. power generation conf., Phoenix, Az. 2–6 Oct., 1994. — ASME, 94-IPGC-PWR-35, 1994. — 6 p.
13. Haarmann K. New material grades for tubing and piping as replacement of T22 and P22 // Power-Gen'95 — Asia: Mannesmann Workshop (29 Sept., 1995, Singapore) — Mannesmann Rohr, 1995. — 13 p.
14. Организация горения в низкотемпературной камере сгорания ГТУ АЛ-13СТ / В. М. Чепкин, Е. Ю. Марчуков, В. В. Куприк, С. А. Федоров // Газотурбинные технологии. — 1999. — № 2. — С. 14–17.
15. Schubert J., Ulrichs K., Scholler H. Weldability of heterogeneous joints between the cast steel GX12CrMoWVNb10-11 and low alloyed steels // Schweissen & Schneiden. — 1997. — № 9. — S. 688–690.
16. Герман С. И. Электродуговая сварка теплоустойчивых сталей перлитного класса. — М.: Машгиз, 1963. — 216 с.
17. Землин В. Н., Френкель Л. Д. Сварные конструкции паровых и газовых турбин. — М.: Машгиз, 1962. — 224 с.
18. ASME Boiler and pressure vessel code. Section IX. — 1993.
19. Einsatz des Stahles X10 CrMoVNb 9 1 im Rahmen von Anlagenertüchtigungen / B. Hahn, V. Baumhoff, K. Peters, M. Zschau // VGB Kraftwerkstechnik. — 1997. — 77, № 3. — S. 214–220.
20. Инструкция по ручной электродуговой сварке труб из углеродистых и низколегированных сталей. — М.: Огранэнергострой, 1967. — 103 с.
21. Петров Г. Л., Землин В. Н., Гонсеровский Ф. Г. Сварка жаропрочных нержавеющих сталей. — М.: Машгиз, 1963. — 248 с.
22. Смит М. К. Основы физики металлов. — М.: Металлургиздат, 1962. — 456 с.
23. Ханикоб П. Пластическая деформация металлов. — М.: Мир, 1972. — 408 с.
24. Josefsson B., Nilsson J.-O., Wilson A. Phase transformation in duplex stainless steels and relation between continuous cooling and isothermal treatment // Conf. «Duplex Stainless Steels'91», 28–30 Oct., 1991, Buaune, Burgogne. — 1991. — Vol. 1. — P. 67–78.
25. Guttman M. Intermediate temperature aging of duplex stainless steels // Ibid. — P. 79–92.
26. Refaimia A., Metauer G., Guantois M. Decomposition of delta ferrite in a Fe-22Cr-5Ni-3Mo-0,03C duplex stainless steel. A morphological and structural study // Ibid. — P. 119–126.
27. Koukal J., Schwarz D. Welding of steels for power engineering // Zvaranie. — 1998. — № 6. — P. 2–5.
28. Irving B. Welding offers utilities answer about new chromemoly steel // Welding J. — 2001. — 80, № 9. — P. 40–44.
29. Irving B. A promising Cr-Mo steel returns to american shores // Welding J. — 1991. — 70, № 12. — P. 35–40.
30. Kawasaki H., Toyooka T., Kimura M. High performance tube and pipe contributing to preservation of the global environment // Kawasaki Steel Tech. Rep. — 2001. — № 44. — P. 92–101.
31. Bellanca Ch., Infield J., Zschau M., Haarmann K. Experience with installation of new P91 secondary superheater outlet headers // Reprint from PVP — vol. 230: Stress classification, Robust methods and Elevated Temperature Design / Eds C. Bechtiv et al. — ASTM, 1992. Book N G00665. — P. 53–58.
32. 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.
33. Bergquist E.-L. Consumables and welding modified 9Cr-1Mo steel // Svetsaren. — 1999. — 54, № 1–2. — P. 22–25.

Features are considered of technical «re-equipment» of power units of thermal electric power stations over the last 20 years. Advances in this field can be made due to development and application of new complex-alloyed heat-resistant steels with high chromium content. Alloying influence on the phase composition, corrosion resistance, ageing processes, long-term strength and weldability of new high-chromium heat-resistant steels has been analyzed.

Поступила в редакцию 22.07.2003



ВЛИЯНИЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ФЛЮСА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ВЫСОКОПРОЧНОГО МЕТАЛЛА ШВА

Чл.-кор. НАН Украины **Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. В. ГОЛОВКО, В. Ф. ГРАБИН**, кандидаты техн. наук,
В. А. КОСТИН, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

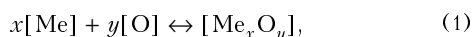
Установлено, что снижение кислородного потенциала сварочного флюса способствует изменению содержания легирующих элементов в игольчатом феррите и снижению размера включений, образующихся в низколегированном высокопрочном металле швов. При использовании флюсов с низким кислородным потенциалом комплексное раскисление алюминием и титаном приводит к снижению содержания молибдена в игольчатом феррите и повышению стойкости металла сварных швов против хрупкого разрушения.

Ключевые слова: дуговая сварка, флюсы, кислородный потенциал, металл шва, микроструктура, игольчатый феррит, неметаллические включения, активность элементов

Получение требуемых физико-механических свойств металла швов низколегированных сталей достигается в основном благодаря присутствию в них углерода и дополнительного введения добавок легирующих элементов. В швах этого типа указанные свойства обеспечиваются за счет образования ферритно-цементитных структур и структур распада аустенита (а в ряде случаев — мартенсита) в промежуточной области. Повышение уровня легирования для получения высоких прочностных свойств снижает стойкость такого металла против образования трещин.

В последние годы для улучшения свариваемости и повышения стойкости против образования трещин наметилась тенденция применения высокопрочных низколегированных сталей со сверхнизким (менее 0,04 мас. %) содержанием углерода. Как известно, углерод является основным упрочнителем стали, поэтому уменьшение его массовой доли сопровождается снижением прочностных характеристик металла. Для обеспечения требуемого уровня прочности в таких сталях увеличивают содержание легирующих элементов с целью упрочнения структурных составляющих твердого раствора.

Процесс легирования металла в общем виде можно представить реакцией



в соответствии с которой в зависимости от содержания легирующих элементов в металле и кислородного потенциала флюса возможно как протекание реакции справа налево, так и в обратном направлении. В результате происходит либо легирование твердого раствора, либо образование неметаллических включений (НВ).

В работах [1–4], посвященных исследованию влияния процессов легирования на условия формирования структуры низколегированных сталей, авторы отмечают особую роль таких высокоак-

тивных раскислителей, как алюминий и титан, являющихся одновременно легирующими элементами. При изучении влияния этих элементов на структуру металла сварных швов основное внимание уделяли алюминий- и титансодержащим НВ, а именно: их количеству, составу, размерам и плотности распределения. Проблемы влияния легирования твердого раствора алюминием и титаном на формирование отдельных структурных составляющих до сих пор оставались на втором плане.

Изучение особенностей легирования твердого раствора металла швов является актуальным, но малоисследованным вопросом. Исследования в этой области позволят расширить применение такого прогрессивного вида конструкционных материалов, как высокопрочные низколегированные стали, в том числе с ультранизким содержанием углерода.

Цель настоящей работы состоит в изучении влияния раскисления сварочной ванны алюминием и титаном в зависимости от кислородного потенциала флюса на уровень легирования и содержание отдельных структурных составляющих металла сварных швов, а также на механические свойства наплавленного металла.

Методика проведения эксперимента. Как указывалось ранее, при дуговых процессах сварки

Таблица 1. Маркировка швов и характеристики сварочных флюсов

Тип сварочного флюса, (В1)	№ шва	Массовая доля легирующих элементов, %		Кислородный потенциал π_{O_2} , кДж/моль
		Al	Ti	
BMS 166 AC Кислый (0,67)	13/1	0,5	—	–307
	13/4	—	0,4	
	13/7	0,5	0,2	
BAV 156 DC Нейтральный (1,25)	9/1	0,5	—	–337
	9/4	—	0,4	
	9/7	0,5	0,2	
BFB 156 DC Основной (2,53)	19/1	0,5	—	–369
	19/4	—	0,4	
	19/7	0,5	0,2	



Таблица 2. Химический состав металла швов и сварочной проволоки (мас. %) в исследованных образцах

Объект анализа	C	Al	Si	Ti	Ni	Mn	Mo	Cr	Cu	S	P
Сварочная проволока	0,020	0,002	0,16	0,004	2,29	0,62	0,17	0,17	0,20	0,010	0,011
Металл шва											
13/1	0,032	0,007	0,84	0,001	2,40	0,84	0,19	0,12	0,15	0,009	0,004
13/4	0,031	0,010	0,89	0,003	2,48	0,82	0,20	0,11	0,15	0,019	0,005
13/7	0,035	0,007	0,81	0,001	2,39	0,82	0,19	0,13	0,16	0,009	0,005
9/1	0,036	0,011	0,35	0,003	2,32	0,84	0,18	0,18	0,18	0,009	0,007
9/4	0,036	0,014	0,32	0,003	2,36	0,84	0,17	0,18	0,19	0,008	0,007
9/7	0,039	0,014	0,41	0,003	2,46	0,89	0,19	0,17	0,19	0,009	0,008
19/1	0,037	0,023	0,13	0,005	2,43	0,55	0,17	0,17	0,14	0,009	0,005
19/4	0,036	0,028	0,13	0,003	2,46	0,52	0,16	0,17	0,13	0,007	0,009
19/7	0,038	0,034	0,12	0,002	2,53	0,52	0,19	0,15	0,15	0,008	0,007

Таблица 3. Распределение НВ (мас. %) по размерам в металле исследуемых швов

π_{O_2} , кДж/моль	Раскис- литель	Размер НВ, мкм									$V_{НВ}^*$, об. %
		≤ 0,5	0,5...1,0	1,1...1,5	1,6...2,0	2,1...2,5	2,6...3,0	3,1...3,5	3,6...4,5	4,6...6,0	
-307	Al	18,6	37,0	21,2	10,5	5,4	2,0	1,7	1,4	0,2	1,18
	Ti	25,1	37,5	18,7	9,0	4,6	1,9	1,4	0,7	0,1	1,36
	Al + Ti	18,1	34,3	17,9	14,2	5,5	4,5	1,2	1,5	0,4	1,09
-337	Al	19,5	50,8	20,5	5,6	2,2	0,7	0,6	0,3	0	0,36
	Ti	21,9	50,8	19,3	4,6	2,2	1,0	0	0	0	0,38
	Al + Ti	19,2	46,9	19,1	7,9	3,27	1,5	1,5	0,6	0	0,33
-369	Al	22,9	50,0	17,2	7,5	2,2	0,2	0	0	0	0,27
	Ti	22,1	44,3	19,9	6,2	1,7	1,0	0,2	0,2	0	0,26
	Al + Ti	20,1	51,2	19,8	5,5	1,7	1,1	0,3	0	0	0,22

* $V_{НВ}$ — объемная доля НВ.

в зависимости от кислородного потенциала газовой фазы легирующие элементы, переходящие из сварочных материалов в металл швов, находятся либо в составе НВ, либо в твердом растворе. Следовательно, изменяя кислородный потенциал флюса и его легирующую способность, можно управлять содержанием определенных структурных составляющих в металле швов, полученных при сварке под флюсом.

Для проведения исследований выбраны образцы наплавленного металла многопроходных швов, выполненных сваркой под агломерированными флюсами, что дало возможность управлять как кислородным потенциалом газовой и шлаковой фаз, так и легированием металла швов. Для изучения влияния легирования твердого раствора на содержание структурных составляющих в металле швов в состав флюсов вводили алюминий и/или ферротитан с массовой долей титана 25 %.

Стыковые соединения, собранные в соответствии с требованиями Европейского стандарта EN 1597-1 [5], получали на низколегированной стали 10ХСНД (ГОСТ 19282-73) толщиной 20 мм при сварке проволокой Св-04НЗГТА диаметром 5 мм. Сварку выполняли на постоянном токе обратной полярности на следующем режиме: $I_{св} = (620 \pm 5)$ А; $U_d = (30 \pm 1)$ В; $v_{св} = (20 \pm 0,5)$ м/ч; $q_{св} = 48$ кДж/см.

Сварку осуществляли под флюсами трех типов, различавшимися между собой индексом основности

ВІ, который рассчитывали по формуле МИС [6]. Кислородный потенциал флюса определяли в соответствии с формулой из работы [7]

$$\pi_{O_2} = RT \ln P_{O_2} \text{ [кДж/моль } O_2],$$

где R — универсальная газовая постоянная, равная 8,31 Дж/(моль·К); T — температура расплава, К; P_{O_2} — парциальное давление кислорода над расплавом шлака, измеренное по методике, предложенной в работе [8].

Тип сварочных флюсов (в соответствии с EN 756), их кислородный потенциал, а также содержание алюминия и титана в флюсах приведены в табл. 1.

Образцы для металлографических исследований вырезали из наплавленного металла. Химический состав металла определяли методом спектрального анализа на установке Baird, оборудованной компьютером IBM. Для каждого образца проводили от трех до пяти определений. Усредненные результаты анализа и состав сварочной проволоки приведены в табл. 2.

В ходе металлографических исследований определяли долю отдельных составляющих микроstructures металла сварных соединений, содержание легирующих элементов в твердом растворе, элементный состав и распределение НВ. Микроstructure металла сварных соединений исследовали методами оптической и электронной металлографии с использованием светового микроскопа

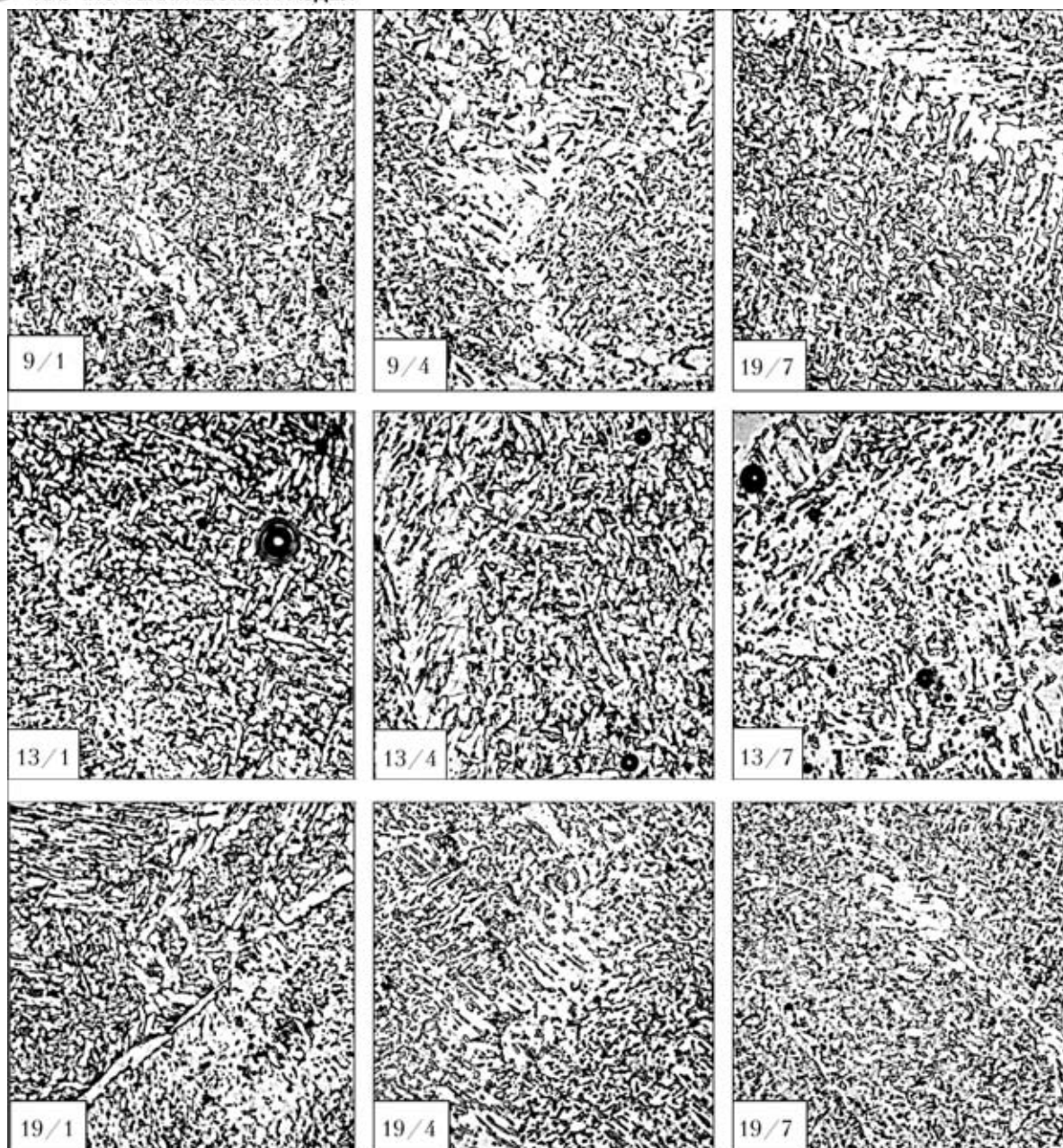


Рис. 1. Микроструктуры (X400) металла швов низколегированных высокопрочных сталей

«Neophot-32» и растрового электронного микроскопа JSM-840 фирмы «Jeol», оборудованного платой захвата изображений MicroCapture для последующей их регистрации на экране компьютера. Количественное определение микроструктурных составляющих проводили в соответствии с методикой МИС [9]. Содержание легирующих элементов в твердом растворе и элементный состав НВ определяли микрорентгеноспектральным анализом с помощью энергодисперсионного спектрометра Link 860/500 фирмы «Link System» и волнодисперсионного спектрометра «Ortec» фирмы «Ortec».

Микроструктуры металла исследованных образцов приведены на рис. 1.

Данные о распределении НВ по размерам и содержании легирующих элементов в НВ приведены в табл. 3 и 4.

Результаты исследований. В ходе металлографических исследований установлено, что в образцах металла швов присутствуют следующие основные структурные составляющие: игольчатый феррит (ИФ), полигональный (аллотриоморфный) феррит (ПФ), феррит Видманштетта (ВФ), феррит с упорядоченной (ФУВ) и с неупорядоченной (ФНУВ) второй фазой, а также мартенситно-аустенитно-карбидная (МАК) фаза. Данные о содержании этих структурных составляющих в

Таблица 4. Массовая доля легирующих элементов в НВ, %

π_0 , кДж/моль	Al	Ti	Si	Mn	Mo
-307	2,6	1,0	51,0	43,2	0,1
-337	11,5	3,6	21,4	62,9	0,5
-369	27,2	2,0	20,5	49,7	0,5

Примечание. Никель в составе НВ отсутствует.



Таблица 5. Объемная доля основных структурных составляющих (%) в металле исследованных швов

№ шва	ПФ	ВФ	ИФ	ФУВ	ФНУВ	МАК-фаза
13/1	16...20	10	31...37	14...15	24...27	5,4
13/4	18...20	9...12	25...34	16...27	20...23	5,0
13/7	15...20	6...7	44...48	24...25	20...27	3,4
9/1	13...19	3...5	40...45	17...20	23...25	4,0
9/4	13...17	3...9	46...49	13...19	16...18	5,0
9/7	13...22	7	43...46	13...18	6...14	2,3
19/1	10...15	3	50...55	16...27	17...21	2,5
19/4	10...13	4	48...50	12...25	32...37	3,5
19/7	6...12	2	48...51	11...15	36...38	2,4

исследованных образцах (табл. 5) свидетельствуют о том, что наиболее заметное влияние на содержание отдельных составляющих оказывает легирование металла швов алюминием. Как видно из рис. 2, раскисление сварочной ванны алюминием вне зависимости от кислородного потенциала флюса приводит к ограничению объемной доли ПФ в металле шва, в то же время в случае раскисления титаном содержание этой структурной составляющей определяется только уровнем π_O .

Как показали результаты исследований (см. табл. 2), при легировании через флюсы кислого и нейтрального типов содержание алюминия в металле шва изменяется незначительно. В случае использования флюса основного типа ($\pi_O = -369$ кДж/моль) массовая доля алюминия в наплавленном металле увеличивается с 0,023 до 0,034 %. Содержание титана в металле, наплавленном под всеми флюсами всех типов, примерно одинаково (0,001...0,005 %).

В соответствии с намеченной программой исследований, помимо общего химического состава металла образцов, определяли также содержание

легирующих элементов в отдельных структурных составляющих и элементный состав НВ. На основании данных об $V_{НВ}$ в образцах наплавленного металла и распределении НВ по размерам (см. табл. 3) можно сделать вывод, что в исследованных образцах в основном обнаружены НВ размером 0,5...1,5 мкм. Состав НВ, приведенный в табл. 4, свидетельствует о том, что их основой являются силикаты марганца. Со снижением кислородного потенциала флюсов в составе НВ возрастает суммарное содержание алюминия и незначительно титана. Увеличение содержания алюминия в наплавленном металле приводит к возрастанию его массовой доли в НВ (рис. 3).

Влияние изменения состава НВ на структуру наплавленного металла показано на рис. 4. Во всех случаях повышение содержания алюминия в составе НВ приводит к снижению количества ПФ и росту ИФ в металле швов. Для металла швов, полученных при сварке под флюсами с более высокими значениями кислородного потенциала ($\pi_O = -307$ и -337 кДж/моль), эти изменения заметнее, чем в случае сварки под флюсами с низким кислородным потенциалом ($\pi_O = -369$ кДж/моль) (рис. 4, табл. 5).

Данные о содержании легирующих элементов в отдельных структурных составляющих металла исследованных швов приведены в табл. 6.

При понижении значения кислородного потенциала флюсов раскисление металла сварных швов алюминием приводит к снижению содержания кремния в ПФ, ИФ, МАК-фазе и увеличению содержания алюминия в ПФ и ИФ. Следует отметить также снижение содержания никеля и марганца в указанных структурных составляющих, характерное для образцов металла швов, полу-

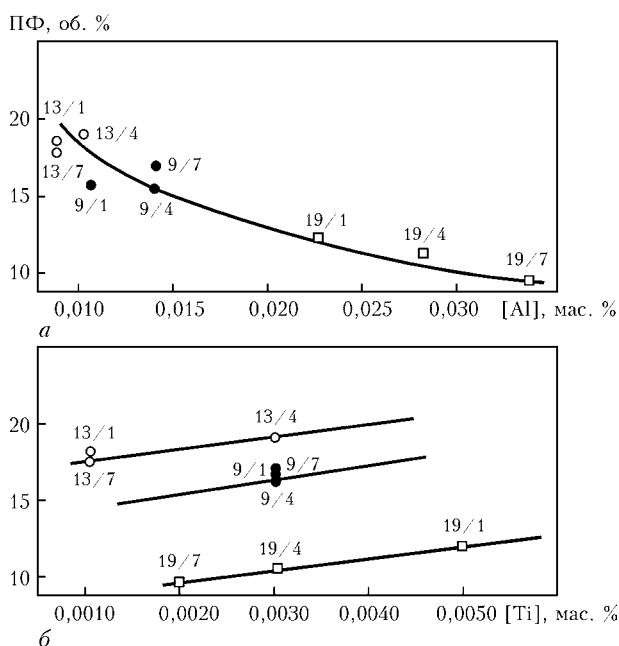


Рис. 2. Влияние содержания алюминия (а) и титана (б) в металле шва на объемную долю ПФ в его структуре при сварке под флюсами с различным кислородным потенциалом: $\circ$ — $\pi_O = -307$; $\bullet$ — -337 ; $\square$ — -369 кДж/моль; цифры при значках — номера швов

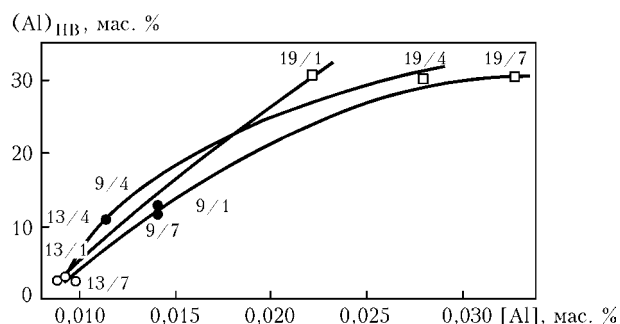


Рис. 3. Влияние содержания алюминия в металле швов на его содержание в НВ (см. обозначения рис. 2)



Таблица 6. Массовая доля легирующих элементов (%) в структурных составляющих металла швов

№ шва	Объект анализа	Al	Si	Ti	Ni	Mn	Mo
13/1	ПФ	0	0,436	0,005	1,978	0,646	0
	ИФ	0	0,531	0,012	2,261	0,712	0,327
	МАК	0	0,776	0,028	2,202	0,769	0,507
13/4	ПФ	0	0,504	0,021	2,071	0,627	0,288
	ИФ	0	0,640	0,030	2,426	0,713	0,427
	МАК	0	0,495	0,056	2,826	0,689	1,130
13/7	ПФ	0	0,621	0	2,330	0,669	0,626
	ИФ	0	0,632	0	2,370	0,754	0,618
	МАК	0	0,455	0,034	2,890	0,553	0,256
9/1	ПФ	0	0,327	0,008	1,836	0,824	0,287
	ИФ	0,002	0,325	0,020	2,080	0,889	0,167
	МАК	0	0,363	0,026	2,171	0,895	0,822
9/4	ПФ	0	0,261	0,024	2,159	0,884	0,298
	ИФ	0	0,338	0,032	2,140	0,901	0,245
	МАК	0	0,411	0,040	2,145	0,867	0,340
9/7	ПФ	0,03	0,424	0	2,116	0,920	0,477
	ИФ	0,001	0,329	0,001	2,441	0,963	0,395
	МАК	0	0,585	0,054	3,088	1,144	0
19/1	ПФ	0,006	0,155	0	1,778	0,436	0,155
	ИФ	0,008	0,208	0,002	1,979	0,496	0,353
	МАК	0,001	0,249	0,040	2,117	0,544	0,001
19/4	ПФ	0,002	0,189	0,025	1,609	0,450	0,149
	ИФ	0	0,233	0,033	1,960	0,541	0,357
	МАК	0	0,215	0,044	1,968	0,567	0,624
19/7	ПФ	0,010	0,209	0	1,922	0,474	0,282
	ИФ	0,014	0,200	0,007	2,073	0,579	0,181
	МАК	0,002	0,332	0,040	2,505	0,484	0,726

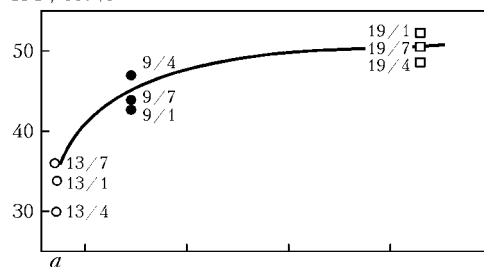
ченных при сварке под флюсом с низким кислородным потенциалом ($\pi_0 = -369$ кДж/моль).

При раскислении металла швов титаном понижение кислородного потенциала флюсов вызывает уменьшение массовой доли кремния при практически полном отсутствии алюминия в ПФ, ИФ и МАК-фазе, а также массовой доли никеля в ИФ и МАК-фазе. Наблюдается повышение содержания марганца в исследованных структурных составляющих в образцах металла, полученных при сварке под флюсом нейтрального типа ($\pi_0 = -337$ кДж/моль), а также увеличение содержания молибдена в МАК-фазе при сварке под кислым флюсом ($\pi_0 = -307$ кДж/моль).

Раскисление сварочной ванны одновременно с алюминием и титаном сопровождается снижением массовой доли кремния и увеличением алюминия в ПФ и ИФ при уменьшении кислородного потенциала флюсов. Для образцов, полученных при сварке под флюсами нейтрального типа, характерным является повышенное содержание марганца в ПФ, ИФ и МАК-фазе, а в случае сварки под флюсом основного типа — резкое увеличение массовой доли молибдена в МАК-фазе и уменьшение ее в ИФ.

Полученные результаты позволяют сделать вывод, что со снижением кислородного потенциала

ИФ, об. %



ПФ, об. %

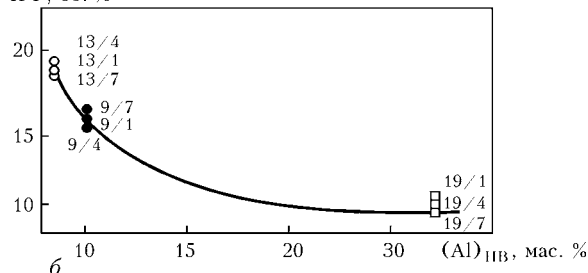


Рис. 4. Влияние содержания алюминия в НВ на объемную долю ИФ (а) и ПФ (б) в структуре наплавленного металла (см. обозначения на рис. 2)

ИФ, об. %

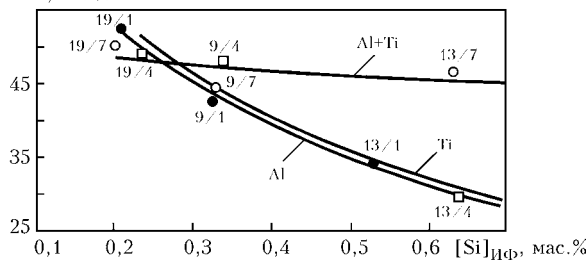


Рис. 5. Влияние содержания кремния в ИФ на объемную долю ИФ в металле швов при различных системах раскисления (см. обозначения на рис. 2)

сварочных флюсов в основном увеличивается содержание легирующих элементов (за исключением кремния) в структурных составляющих твердого раствора наплавленного металла. На этот процесс заметное влияние оказывает также выбор системы раскисления сварочной ванны.

Анализ результатов исследований и их обобщение. Структура металла низколегированных швов ИФ отличается наиболее оптимальным сочетанием показателей прочности и вязкости. Для лучшего понимания процессов, происходящих в металле швов, целесообразно рассмотреть в отдельности результаты исследования влияния комплекса факторов, относящихся к НВ, и анализа содержания легирующих элементов в основных структурных составляющих.

Вопрос о влиянии НВ на содержание ИФ в структуре металла сварных швов посвящено множество работ, среди которых хочется выделить фундаментальные исследования [10–12]. Авторы этих работ пришли к следующему выводу: с увеличением объемной доли НВ в металле швов снижается содержание в его структуре ИФ; для образования этой структурной составляющей в металле сварных швов наиболее предпочтительными являются мелкодисперсные включения типа алюмосиликатов марганца, а также НВ с повышенным



содержанием титана. Как показали полученные результаты исследований, в случае металла швов с ультранизким содержанием углерода наблюдается несколько иная зависимость. Увеличение кислородного потенциала флюсов приводит к росту объемной доли НВ в металле сварных швов (см. табл. 3), при этом содержание ИФ в их составе хотя и снижается, но остается на достаточно высоком уровне (см. табл. 5). Вполне вероятно, что такое явление связано с уровнем легирования ИФ в металле швов данного типа. Как видно из рис. 5, в металле швов, полученных при сварке под флюсами с системой легирования алюминием или титаном, уменьшение содержания кремния в ИФ сопровождается увеличением массовой доли последнего, а в случае использования флюсов системы легирования Al+Ti объемная доля ИФ остается практически на одном уровне независимо от степени легирования ИФ кремнием.

Такое неоднозначное влияние уровня легирования структурной составляющей на ее содержание в металле швов обычно связывают с изменением координат характеристических точек температурного интервала $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

Известно [13], что сдвиг характеристических точек температурного интервала $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения можно проследить, рассмотрев изменения размеров первичного аустенитного зерна. С этой целью нами выполнены эксперименты по определению среднего размера первичных аустенитных зерен. Результаты, представленные на рис. 6, свидетельствуют о том, что с уменьшением кислородного потенциала флюсов происходит увеличение размера первичного аустенитного зерна в наплавленном металле. Данное обстоятельство, на наш взгляд, связано с изменением объемной доли НВ (см. табл. 3) и их распределения в пределах первичного аустенитного зерна.

В связи с этим была определена объемная доля НВ внутри и по границе первичного аустенитного зерна. Полученные результаты представлены в табл. 7. Из приведенных в ней данных видно, что наиболее эффективно тормозят рост первичного аустенита мелкодисперсные включения, расположенные по его границам. Изучение включений среднего размера показало, что на их границе располагаются включения более мелкие (0,2...0,4 мкм), чем в теле зерна (0,5...0,8 мкм).

Кроме того, установлено, что объемная доля НВ по границе первичного аустенитного зерна выше, чем объемная доля внутри зерна. Оценку неравномерности распределения НВ предложено проводить [12] с помощью коэффициента F , представляющего собой отношение

$$F = V_{\text{гр}} / (V_{\text{гр}} + V_{\text{вн}}),$$

где $V_{\text{гр}}$ и $V_{\text{вн}}$ — объемная доля НВ соответственно по границам и внутри первичного аустенитного зерна, отнесенная к единице площади.

Коэффициент F , связанный с их неравномерным распределением, для большинства исследованных швов составил 0,6...0,7. Полученные нами значения F оказались несколько ниже, чем пред-

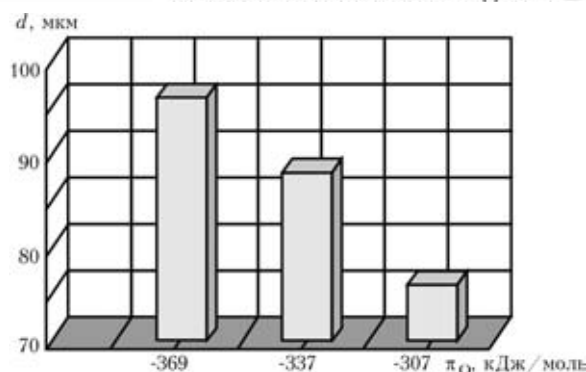


Рис. 6. Влияние кислородного потенциала флюсов π_0 на размер первичного аустенитного зерна d

ставленные в работе [12] — 0,7...0,8. Различие в распределении НВ между границей и внутренними областями первичного аустенитного зерна связано, по-видимому, как с более высоким тепловложением (4,2 кДж/мм в нашей работе против 2,5 кДж/мм — в [12]), так и с различием в основности используемых флюсов.

Как и следовало ожидать, объемная доля НВ по границе и внутри первичного аустенитного зерна выше при использовании кислого флюса по сравнению с нейтральным и основным флюсом (см. табл. 3). Сопоставляя данные, приведенные в табл. 7 и на рис. 6, можно прийти к заключению, что в целом повышение содержания НВ на границе первичного аустенитного зерна по сравнению с их содержанием во внутреннем объеме приводит к уменьшению размера аустенитного зерна. При использовании совместного раскисления сварочной ванны алюминием и титаном содержание включений внутри аустенитного зерна выше, чем в случае использования этих раскислителей отдельно, что объясняется эффектом комплексного раскисления металла. Это явление хорошо изучено и широко применяется в черной металлургии. Термодинамические расчеты показали, что реакция раскисления (1) идет слева направо до тех пор, пока не закончится один из реагентов в левой части уравнения или не наступит насыщение рас-

Таблица 7. Количество НВ и их усредненный размер в металле швов

π_0 , кДж/моль	Раскис- литель	Объемная доля НВ в аустенитном зерне, %		F	Средний размер НВ в аустенитном зерне, мкм	
		по границам	внутри		внутри	по границам
-307	Al	1,398	0,971	0,590	0,590	0,382
	Ti	1,127	0,895	0,557	0,557	0,395
	Al + Ti	1,381	1,023	0,574	0,574	0,323
-337	Al	0,401	0,155	0,529	0,529	0,289
	Ti	0,372	0,172	0,683	0,683	0,249
	Al + Ti	0,341	0,192	0,639	0,639	0,295
-369	Al	0,385	0,124	0,754	0,754	0,253
	Ti	0,330	0,103	0,762	0,762	0,279
	Al + Ti	0,304	0,136	0,691	0,723	0,288



Таблица 8. Механические свойства металла сварных швов

№ шва	Временное сопротивление разрушению σ_b , МПа	Предел текучести σ_t , МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Относительное сужение ψ , %	Истинное напряжение разрушения S_k , МПа	Ударная вязкость a_n , Дж/см ² , при температуре, °С	
						-40	-60
13/1	662...666	558...565	21...24	56	1505...1514	69...85	10...22
9/1	678...682	560...567	22...24	64...66	1883...2006	68...93	38...49
19/1	759...768	652...673	19...22	49...56	1488...1745	10...22	6...12
13/4	669...680	541...555	20...23	56...58	1545...1593	15...21	9
9/4	680...680	566...562	22...25	62	1789	49...61	10...37
19/4	740	591...601	18	49...51	1451...1510	19...33	7...19
13/7	633...637	548...555	22	53	1347...1355	28...35	9...12
9/7	623	514...529	25...29	71...73	2148...2307	37...44	17...18
19/7	682...700	624...650	21...24	70...71	2333...2352	120...150	56...118

твора продуктами взаимодействия. Константа равновесия такой реакции определяется из выражения

$$K = \frac{a_{Me_xO_y}}{a_{Me}^x a_O^y}, \quad (2)$$

где $a_{Me_xO_y}$, a_{Me}^x , a_O^y — активность в металле соответственно оксида, раскислителя и кислорода.

Для реакций раскисления (при условии $K = \text{const}$) снижение активности оксида в металле приводит к уменьшению содержания кислорода в растворе. В случае комплексного раскисления в сварочной ванне образуются оксиды сложного состава, имеющие более низкую активность в расплаве по сравнению с «чистыми» оксидами алюминия или титана. В результате в металле швов, легированном алюминием и титаном, по сравнению с легированным только алюминием или только титаном, уменьшается общее содержание НВ (см. табл. 3) и повышается объемная доля НВ внутри аустенитного зерна (см. табл. 7). Участие в процессе раскисления кремния, который поступает в ванну из сварочных материалов, способствует образованию сложных алюмосиликатов, имеющих относительно высокую температуру плавления. Ра-

финирование сварочной ванны по НВ определяется межфазным натяжением на границе НВ–шлак. Межфазное натяжение на границе НВ–шлак типа оксида алюминия со сталью составляет около 1300 мН/м, а типа алюмосиликата марганца — 600 мН/м [13], поэтому при комплексном раскислении в металле швов возрастает ассимиляция силикатных включений шлаком и снижается их относительное содержание. В результате заметно повышается роль более тугоплавких НВ типа алюмосиликатов и оксидов титана в формировании вторичной структуры металла шва.

Из рис. 5 видно, что при комплексном раскислении сварочной ванны содержание ИФ в структуре металла швов выше, чем в двух других вариантах. Такие изменения, несомненно, должны сказаться на уровне механических свойств металла швов. Для проверки этого предположения были изготовлены образцы и проведены испытания, результаты которых приведены в табл. 8.

При сопоставлении данных, приведенных в табл. 6 и 8, видно, что в случае отдельного раскисления алюминием или титаном при низком кислородном потенциале флюсов ($\pi_O = -369$ кДж/моль) происходит возрастание уровня легирования ИФ молибденом, что вызывает ухудшение вязкости и пластичности образцов наплавленного металла. При совместном раскислении алюминием и титаном уровень легирования ИФ молибденом снижается с возрастанием основности сварочного флюса, что сопровождается увеличением истинного напряжения разрушения S_k образцов (рис. 7), которое характеризует стойкость металла против хрупкого разрушения. Это можно объяснить тем, что при снижении кислородного потенциала флюсов возрастает значение a_{Me}^x в уравнении (2), описывающем константу равновесия реакции раскисления и соответственно повышается содержание легирующих элементов в твердом растворе, а также увеличивается количество и дисперсность НВ в кристаллизующемся металле. При сварке под флюсами высокой основности с отдельным раскислением алюминием или титаном возрастание уровня легирования твердого раствора приводит к чрезмерно высокому упрочнению структурных составляющих и снижению вследствие этого вязкости и пластичности металла швов. В случае комплексного рас-

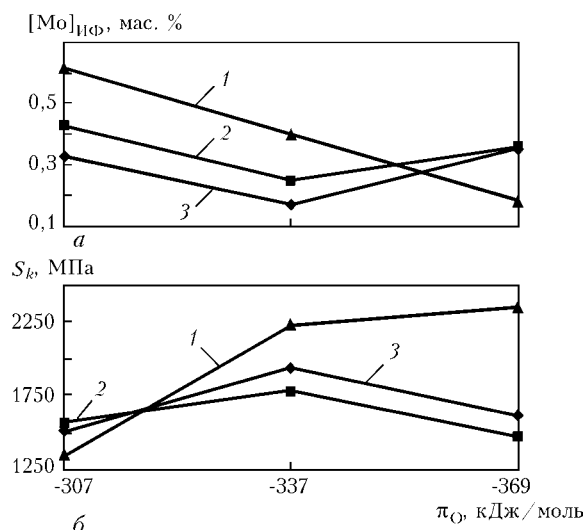


Рис. 7. Влияние кислородного потенциала флюсов π_O и системы раскисления сварочной ванны на содержание молибдена в ИФ (а) и истинное напряжение разрушения металла швов S_k (б): 1 — алюминий + титан; 2 — титан; 3 — алюминий

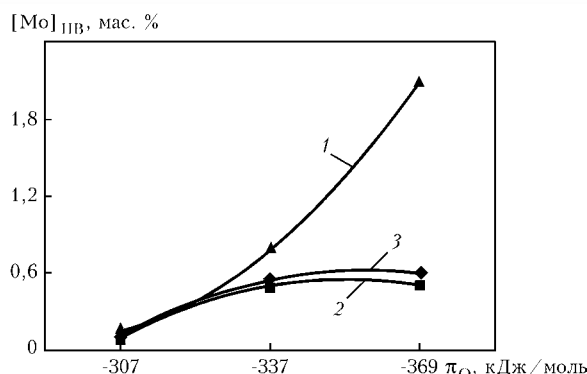


Рис. 8. Влияние кислородного потенциала флюса π_O на содержание молибдена в НВ (см. обозначения рис. 7)

кисления сварочной ванны значения a_O^0 уменьшаются и в металле образуются НВ сложного состава.

Известно, что элементы-сеткообразователи (кремний, ванадий, молибден, вольфрам) интенсивно растворяются в оксидных расплавах [14]. Как видно из табл. 4, при комплексном раскислении в металле швов образуются в основном алюмосиликаты, температура плавления которых составляет около 1700 °С, в то время как при раздельном раскислении НВ представляют собой силикаты марганца с температурой плавления 1200 °С. Если тугоплавкие включения могут быть удалены в шлаковую фазу в результате интенсивного гидродинамического перемешивания сварочной ванны, то НВ типа силикатов образуются в той температурной зоне ванны, которая характеризуется минимальным перемешиванием расплава. Некоторые из этих включений выделяются в качестве конденсированной фазы при температуре, ниже температуры кристаллизации металла. Благодаря этому факту, а также тому, что растворимость молибдена в алюмосиликатах выше, чем в силикатах (см. табл. 4 и рис. 8), при комплексном раскислении снижается уровень легирования молибденом структурных составляющих твердого раствора. В результате удается обеспечить высокий уровень стойкости против хрупкого разрушения металла, наплавленного под флюсом высокой основности.

Выводы

1. На условия формирования структуры металла сварных швов заметное влияние оказывают кислородный потенциал сварочного материала, а также выбор системы раскисления сварочной ванны.

2. Снижение кислородного потенциала сварочных флюсов от -307 до -369 кДж/моль способствует изменению содержания молибдена в ИФ и снижению размера НВ, образующихся в металле швов с 1,20 до 0,24 %.

It has been found that decrease in oxygen potential of a welding flux leads to a change in the content of alloying elements in acicular ferrite and decrease in size of inclusions formed in a low-alloy high-strength weld metal. When using fluxes with low oxygen potential, complex deoxidation with aluminium and titanium causes decrease in the molybdenum content of acicular ferrite and increase in brittle fracture resistance of the weld metal.

3. Содержание НВ, расположенных по границам аустенитного зерна, выше, а их размеры меньше, чем у расположенных в его внутреннем объеме (см. табл. 7).

4. Повышение содержания мелкодисперсных включений по границам первичного аустенитного зерна тормозит их развитие в процессе охлаждения металла.

5. При использовании флюсов с низким кислородным потенциалом комплексное раскисление алюминием и титаном приводит к снижению содержания молибдена в ИФ и повышению стойкости металла сварных швов против хрупкого разрушения.

6. Изменяя систему раскисления и основность флюса, можно управлять процессами формирования оптимальной структуры для получения наиболее высоких показателей прочности и пластичности сварных швов низколегированных сталей со сверхнизким содержанием углерода, стойких против хрупкого разрушения.

1. Поволоцкий Д. Я. Алюминий в конструкционной стали. — М.: Металлургия, 1970. — 270 с.
2. Лякишев Н. П., Плинер Ю. Л., Ланко С. И. Легирующие сплавы и стали с титаном. — М.: Металлургия, 1985. — 232 с.
3. Liao F.-C., Liu S. Effect of deoxidation sequence on carbon manganese steel weld metal microstructures // Welding J. — 1992. — № 3. — P. 94–103.
4. О влиянии оксидных включений на механические свойства стали с низким содержанием углерода / И. Б. Гутковский, В. И. Бондарчук, В. Г. Кочкин, В. А. Колчанов // Металловедение и терм. обработка металлов. — 1991. — № 9. — С. 13–16.
5. EN 1597-1. Schweißzusätze-Prüfung zur Einteilung. — Teil 1: Prüfstück zur Entnahme von Schweißgutproben an Stahl, Nickel und Nickel-legierungen. — Австрия.
6. Guide to the use of wires and fluxes classified in IIW Doc. XII-666-77. — S. l., [1978]. — 10 p. (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-A-164-78).
7. Казачков Е. А. Расчеты по теории металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1988. — 288 с.
8. Оценка окислительной способности керамических флюсов / И. К. Походня, В. В. Головкин, Д. М. Кушнерев, В. И. Швачко // Автомат. сварка. — 1990. — № 2. — С. 45–48.
9. Guidelines for the classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope // Welding in the World. — 1986. — 24, № 7/8. — P. 144–148.
10. Abson L. D. Non-metallic inclusions in ferritic steel weld metals: A review. — S. l., [1987]. — 45 p. (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1486-87).
11. Metallurgie et propriétés mécaniques du métal fondu en soudage multipasse sous flux d'acier au C-Mn micro-allié / L. Devillers, D. Kaplan, A. Ribes, P. V. Riboud // Memoires et etudes scientifiques revue de metallurgie. — 1986. — 83, № 1. — P. 43–62.
12. Liu S., Olson D. L. The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures // Welding J. — 1986. — № 6. — P. 139–149.
13. Атлас шлаков / Под ред. И. С. Куликова. — М.: Металлургия, 1985. — 208 с.
14. Бороженков В. Н., Есин О. А., Шуригин Г. Я. Физическая химия расплавленных шлаков. — Киев: Наук. думка, 1970. — С. 129–146.

Поступила в редакцию 04.03.2003,
в окончательном варианте 18.04.2003



ОСОБЕННОСТИ АРГОНОДУГОВОЙ ОБРАБОТКИ С ПОДПЛАВЛЕНИЕМ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ЗАКАЛИВАЮЩЕЙСЯ СТАЛИ

В. М. КУЛИК, канд. техн. наук, **М. М. САВИЦКИЙ**, д-р техн. наук, **Д. П. НОВИКОВА**, канд. техн. наук,
В. А. КРАСНОЩЕKOVA, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Показано, что обработка сварных соединений стали 30ХГСА улучшает формирование металла шва, измельчает его структуру, повышает ударную вязкость металла ЗТВ сварного соединения. Установлено, что при аргонодуговой обработке сварного соединения среднеуглеродистой легированной стали на участке перегрева ЗТВ могут образовываться выделения МАК-фазы.

Ключевые слова: аргонодуговая обработка, высокопрочная сталь, сварное соединение, нагрев, подплавление, охлаждение, закалка, структура, ударная вязкость

Для сварных изделий с высокими служебными характеристиками и пониженной металлоемкостью применяется высокопрочная сталь небольшой толщины. При их изготовлении широко используется аргонодуговая сварка вольфрамовым электродом с активирующим флюсом (сварка А-TIG). Это позволяет отказаться от разделки кромок, снизить расход электроэнергии и сварочных материалов и уменьшить тепловложение [1]. Однако, вследствие уменьшения погонной энергии, увеличивается скорость охлаждения сварных соединений и усиливается эффект закалки, что приводит к снижению показателей вязкости, пластичности и трещиностойкости [2]. Поэтому их подвергают печному отпуску сразу после сварки или с минимальным перерывом после нее. Это усложняет технологический процесс, повышает трудо- и энергозатраты, снижает производительность, требует использования дорогостоящего печного оборудования. Кроме того, печной отпуск не всегда осуществим, особенно при изготовлении крупногабаритных конструкций.

Уменьшить энергетические затраты и повысить эффективность технологического процесса можно путем применения местной аргонодуговой обработки сварных соединений [3, 4]. Кроме того, она повышает пластичность, вязкость, стойкость к замедленному разрушению соединения и, что важно, может выполняться с использованием того же оборудования и оснастки и без раскрепления, что позволяет избежать деформации изделия.

Аргонодуговая обработка без подплавления металла вызывает в зависимости от режима закалку или отпуск сварного соединения. Ее можно проводить со скоростью, во много раз превышающей скорость сварки. При подплавлении прогрев металла усиливается, качество соединения может улучшаться, однако проведение обработки с большой скоростью затруднено из-за ухудшения формирования шва. Задачей настоящей работы является исследование и определение возможности из-

менения и улучшения структуры и свойств сварного соединения высокопрочной стали в зависимости от режима аргонодуговой обработки с подплавлением для упрощения технологического процесса изготовления продукции.

Эксперименты проводили на сварочной установке АРК-1 с выпрямителем ВСВУ-315. Высокопрочная среднелегированная сталь 30ХГСА толщиной 3, а также 6 мм, производимая и достаточно широко применяемая для изготовления сварных конструкций в Украине и за рубежом, подвергалась сварке А-TIG, а сварные соединения — аргонодуговой обработке с подплавлением. Для этого собирали стыки без скоса кромок с расстоянием 50 мм между теплоотводящими зажимами, кромки покрывали активирующим флюсом ВС-2э, сварку выполняли навесу со сквозным проплавлением на обычных для этих толщин режимах: $I_{св} = 130$ А, $U = 9$ В, $v_{св} = 12$ м/ч и $I_{св} = 180$ А, $U = 11$ В, $v_{св} = 6$ м/ч. После остывания и удаления шлака от переплавленного активирующего флюса стыки обрабатывали аргонодуговым способом вольфрамовым электродом с продольным перемещением и поперечными колебаниями амплитудой 5...7 мм и частотой 2...3 с⁻¹. Режимы аргонодуговой обработки варьировали в пределах $I_{обр} = 70...140$ А, $U_{обр} = 11...12$ В, $v_{обр} = 4,5...12,0$ м/ч. Термические циклы сварки и обработки записывали с помощью вольфрамрений-вольфрамениевой термопары ВР 20/5 диаметром 0,35 мм и осциллографа Н105.

Макро- и микроструктуру исследовали с помощью микроскопа «Neophot-32» при 25-, 50-, 200-, 320-, 400- и 1000-кратном увеличении после травления шлифов в водных растворах надсернистого аммония, пикрата натрия и пикриновой кислоты. Микротвердость в поперечном сечении сварного соединения определяли твердомером фирмы LECO при нагрузке 50 и 10 г. Выявление и определение размера зерна выполняли по ГОСТ 5639-82 (СТ СЭВ 1959-79), механические испытания сварных соединений проводили по ГОСТ 6996-66 на разрывных плоских, без обратного усиления образцах и ударных образцах с круглым надрезом. Стойкость ЗТВ к образованию холодных трещин оценивали по продолжительности замед-


Таблица 1. Параметры аргонодуговой обработки (сварки), структура и свойства сварных соединений стали 30ХГСА толщиной 3 мм

Номер обработки	Режим обработки (сварки)			Размер УП, мм		Структура			
	Ток I , А	Скорость v , м/ч	Погонная энергия q/v , Вт·ч/м	Глубина h	Ширина b	Шов		Участок перегрева ЗТВ	
						УП	вне УП	при обработке	при сварке
1	(130)	(12)	(97)	—	—	(Бв>, Бн, М)	(Бв>, Бн, М)	(Бв>, Бн, М)	(Бв>, Бн, М)
2	130	12	119	2,2	7,0	Бв>, Бн, М	Бв>, Бн, М	Бв>, Бн, МАКФ	Бв>, Бн, МАКФ
3	105	12	96	0,5	7,0	Бв>, Бн, М	Бв, Бн>, М	Бв, Бн>, МАКФ	Бв>, Бн, МАКФ
4	105	10	110	1,0	6,0	Бв>, Бн, М	Бв, Бн>, М	Бв, Бн>, МАКФ	Бв>, Бн, МАКФ
5	70	7	110	1,0	6,0	Бв>, М	Бв>, М	Бв>, МАКФ	Бв>, МАКФ
6	105	7	165	2,6	7,0	Бв>, Бн, М	Бв>, Бн, М	Бв>, Бн	Бв>, Бн

Продолжение табл. 1

Номер обработки	Микротвердость HV, ГПа				Балл зерна на участке перегрева ЗТВ		Ударная вязкость a_u , Дж/см ²	
	Шов		Участок перегрева ЗТВ					
	УП	вне УП	при обработке	при сварке	при обработке	при сварке	шов	ЗТВ
1	(2,98...4,05)	(2,60...3,09)	(4,05...4,40)	(4,05)	(4...5)	(4...5)	(71)	(83)
2	2,03...3,73	2,86...4,60	2,68...4,23	2,68...3,56	4...5	4...5	78	62
3	3,21...3,45	2,21...3,66	2,21...2,68	4,60...4,80	4...5	5...6	115	80
4	1,92...2,78	2,10...3,21	2,43...3,21	1,92...3,21	6...7	6...7	122	124
5	2,86...5,05	3,04...3,21	3,45...3,75	2,36...2,78	5...6	6...5	67	134
6	1,96...2,86	2,68...2,98	2,10...4,23	2,36...4,08	4	4...5	67	60

Примечание. Бв, Бн — соответственно верхний и нижний бейнит; М — мартенсит; МАКФ — МАК-фаза; УП — участок подплавления; > — знак преобладающей составляющей.

ленного разрушения плоского образца [5] сечением 3×14 мм после приложения растягивающей нагрузки из расчета $\sigma = 0,9\sigma_{0,2}$ основного металла*.

В табл. 1 обобщены основные данные по сварке и аргонодуговой обработке с подплавлением, структуре и свойствам соединений стали 30ХГСА толщиной 3 мм.

Однопроходные А-TIG соединения толщиной 3 и 6 мм характеризуются швами небольшой ширины (3,5...4,5 и 4,8...7,2 мм) с коэффициентами формы соответственно 1,2...1,5 и 0,8...1,2, которые могут иметь вогнутость с лицевой и выпуклость с обратной стороны (рис. 1, а). Первичная структура металла шва в поперечном сечении представлена преимущественно столбчатыми, ориентированными от периферии к центру, и почти равноосными у зоны сплавления дендритами, разориентированными в центре (рис. 2, а). Бейнитно-мартенситная структура металла соединения является крупнокристаллической (рис. 3), микротвердость HV шва и участка перегрева ЗТВ на стали толщиной 3 мм составляет 2,60...4,05 и 4,05...4,40 ГПа, на стали толщиной 6 мм — 2,50...3,40 и 1,96...2,70 ГПа. Прочность соединения превышает прочность основного металла, однако крупнозернистость металла околошовной зоны может быть причиной образования холодных трещин.

Аргонодуговая обработка сварных соединений толщиной 3 и 6 мм осуществляется с подплавлением участка шириной соответственно 6...7 и

8...9 мм, которая определяется амплитудой поперечных колебаний электрода. Этот участок полностью перекрывает исходный шов (рис. 4). Глубина его уменьшается с увеличением скорости, снижением тока и погонной энергии обработки (см. табл. 1). Благодаря подплавлению уменьшается (вплоть до устранения) вогнутость, создается двухслойное строение шва (см. рис. 1, б), улучшается формирование соединения с лицевой стороны. Первичная структура металла шва на участке подп-

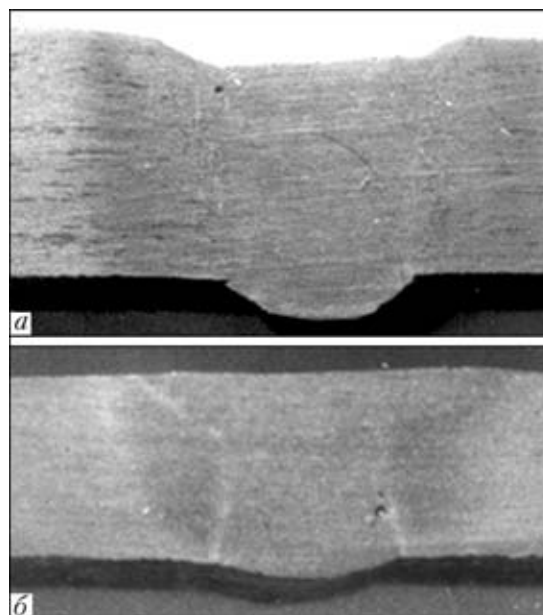


Рис. 1. Макрошлиф поперечного сечения А-TIG соединения до (а) и после (б) аргонодуговой обработки с подплавлением

* Оценка трещиностойкости проводилась совместно с Г. В. Бурым.

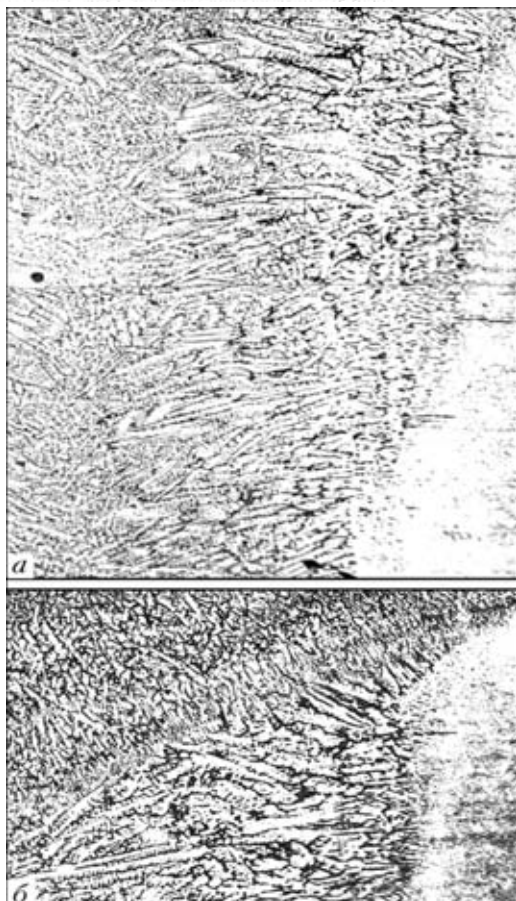


Рис. 2. Первичная микроструктура (X50) металла шва до (а) и после (б) аргонодуговой обработки с подплавлением

лавления становится мельче, вне этого участка остается прежней (рис. 2, б). Измельчение кристаллитов дендритного строения сопровождается из-

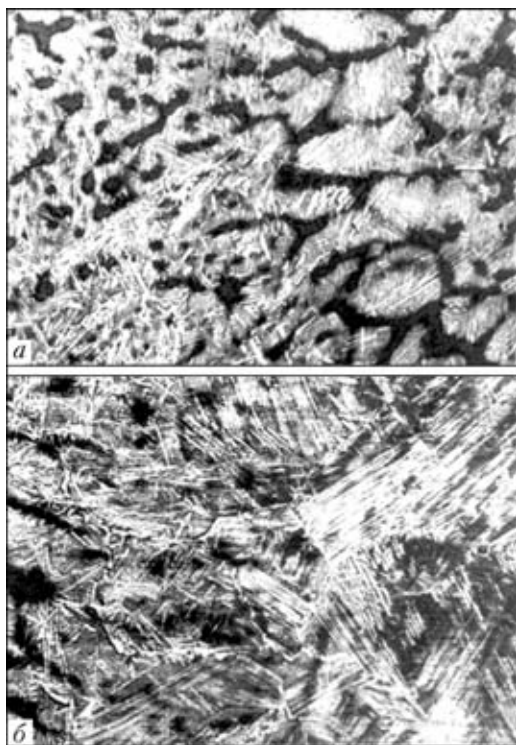


Рис. 3. Микроструктура (X320) металла шва (а) и ЗТВ (б) соединения толщиной 3 мм до обработки

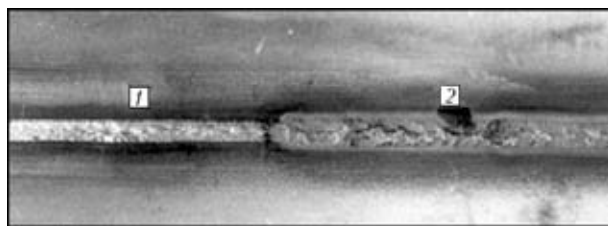


Рис. 4. Внешний вид лицевой поверхности сварного соединения до (1) и после (2) обработки

менением их формы, уменьшением количества и размеров зародышей осей второго порядка, усилением ориентации к лицевой поверхности. Вертикальная составляющая направленности кристаллитов увеличивается с уменьшением глубины подплавления и соответственно повышением коэффициента формы проплавления $\phi = b/h$ от 2,7 до 14, что зависит от режима обработки.

Содержание углерода, кремния, марганца и хрома в металле, подвергающемся двухкратному расплавлению при сварке и обработке, в целом не уменьшается (табл. 2). Кроме того, отмечается более высокая концентрация этих элементов у поверхности подплавленного шва. Так как их внешнее поступление в металлическую ванну отсутствует, это можно объяснить их перераспределением на фронте кристаллизации и скапливанием у поверхности, где металл затвердевает в последнюю очередь (в поперечном сечении шва), т. е. ликвацией типа зональной. Такое объяснение подтверждается тем, что максимальная кратность повышения массовой доли указанных элементов у поверхности шва по сравнению с основным металлом отмечена по углероду (до 1,25) с наибольшим коэффициентом ликвации (0,64), а минимальная (1,06) — по марганцу с наименьшим коэффициентом ликвации (0,05) [6].

При аргонодуговой обработке с подплавлением на разных режимах происходит кратковременный нагрев металла шва и участка перегрева ЗТВ заведомо выше температур превращения стали (рис. 5), что в сочетании с пульсирующими от поперечных колебаний электрода воздействиями дуги создает предпосылки для изменения структуры. Скорости охлаждения 6...12 °C/с, близкие к сварочным скоростям охлаждения в диапазоне температур минимальной устойчивости охлаждающегося аустенита 600...500 °C, являются закалочными для стали 30ХГСА [7, 8]. Выделение скрытой теплоты плавления и рассредоточенный нагрев удлиненной, поперечно колеблющейся дугой приводит к тому, что лицевая сторона соединения охлаждается медленнее обратной [9]. Менее приемлемые для закалки металла тепловые условия на участке подплавления в какой-то мере компенсируются повышенной устойчивостью образующегося при его кристаллизации аустенита, благодаря чему сглаживается неоднородность структуры и неравномерность распределения твердости металла по высоте соединения.

Микроструктура соединений толщиной 3 мм, обработанных на разных режимах дугой, остается подобной послесварочной, но в большинстве случаев измельчается. В швах изменяется соотношение

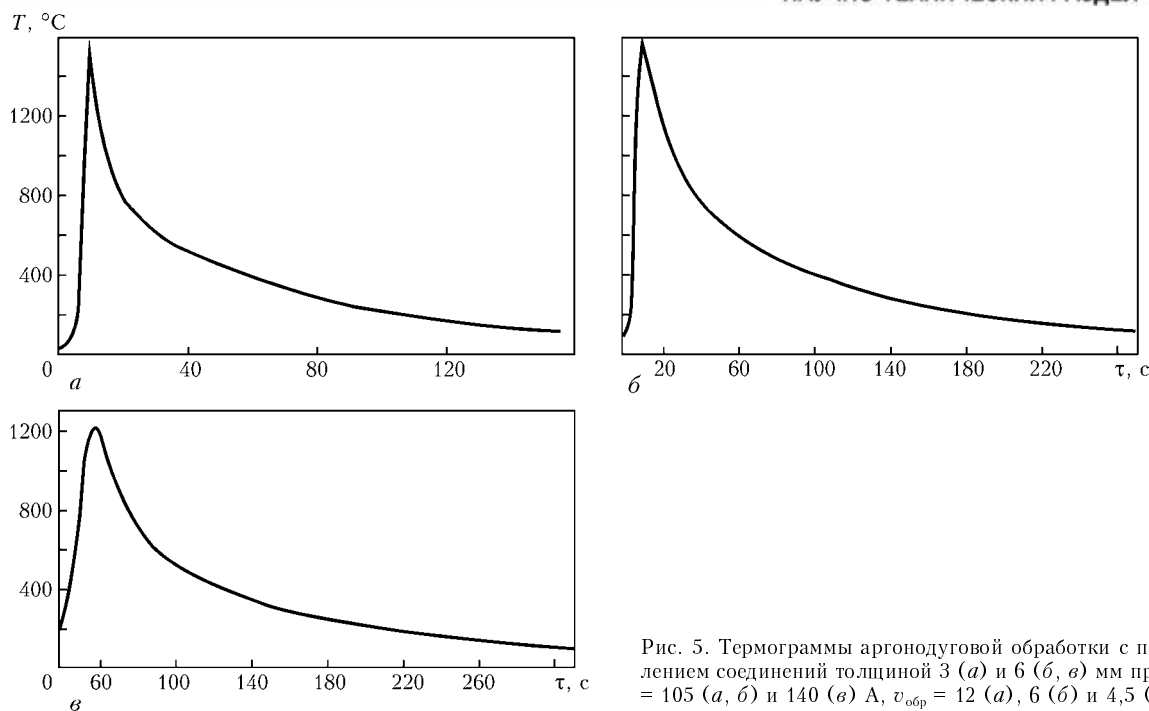


Рис. 5. Термограммы аргонодуговой обработки с подплавлением соединений толщиной 3 (а) и 6 (б, в) мм при $I_{обр} = 105$ (а, б) и 140 (в) А, $v_{обр} = 12$ (а), 6 (б) и 4,5 (в) м/ч

Таблица 2. Химический состав металла шва на участке подплавления при аргонодуговой обработке и основного металла

Расстояние от поверхности шва, мм	Режим обработки		Массовая доля элементов, %			
	I, А	v, м/ч	С	Si	Mn	Cr
0,02...0,03	105	7	0,31	1,23	1,06	1,03
0,30...0,40	105	7	0,29; 0,24	1,23	1,10	0,88
0,02...0,03	130	12	0,35	1,28	1,10	1,03
Основной металл			0,28...0,29	1,11	1,00	0,89

структурных составляющих, а в бейнитно-мартенситной структуре на участке перегрева ЗТВ возможно появление округлых выделений мартенситно-аустенитно-карбидной (МАК) фазы. (Наличие МАК-фазы отмечается в сварных соединениях низколегированных сталей, но толкование ее влияния на свойства неоднозначно [10–15].) В зависимости от режима обработки твердость соединений в целом снижается, ударная вязкость изменяется в соответствии с получаемой структурой металла, прочность остается на уровне значений основного металла.

При $I_{обр} = I_{св}$ и $v_{обр} = v_{св}$ погонная энергия обработки возрастает примерно на 23 % по сравнению со сварочной за счет повышенного напряжения на удлиненной дуге. Несмотря на это, внутренняя структура соединения на участке перегрева измельчается при сохранении в целом неизменным балла аустенитного зерна. Ударная вязкость шва несколько повышается, а в ЗТВ с бейнитно-мартенситной структурой и значительным количеством выделений МАК-фазы на участке перегрева она снижается.

Снижение $I_{обр}$ приблизительно до $0,8I_{св}$ при неизменной или уменьшенной в 1,2 раза скорости продольного перемещения дуги, когда погонная энергия обработки составляет 1,0...1,2 сварочной, вызывает большее измельчение структуры соеди-

нения, уменьшение соотношения верхнего и нижнего бейнита и существенное увеличение ударной вязкости металла шва (рис. 6 и табл. 1, обработка № 3, 4). Повышение ударной вязкости ЗТВ наблюдается при скорости обработки в 1,2...1,7 раза ниже скорости сварки и увеличении на 13 % погонной энергии, когда в бейнитной структуре выявляется большое количество округлых выделений МАК-фазы (рис. 6 и табл. 1, обработка № 4, 5). При снижении скорости обработки с большим (на 70 %) увеличением погонной энергии сохраняются грубая, как после сварки, структура без МАК-фазы в ЗТВ и низкая ударная вязкость соединения (табл. 1, обработка № 6). Обращает внимание, что высокая ударная вязкость соединения по ЗТВ связана с присутствием выделений МАК-фазы на участке перегрева, а низкая ударная вязкость отмечена как при наличии, так и отсутствии МАК-фазы в структуре. Для более четкого определения влияния этой фазовой составляющей на свойства соединения нужны специальные исследования.

Проведенные исследования показывают, что с точки зрения структуры и ударной вязкости соединений толщиной 3 мм оптимальным режимом аргонодуговой обработки с подплавлением является тот, на котором предусмотрено пропорциональное снижение тока и скорости обработки в 1,2 раза при увеличении на 10...15 % погонной энергии по сравнению со сварочными. Приемлемым можно считать снижение $I_{обр}$ при сохранении $v_{обр} = v_{св}$ или совместное снижение $I_{обр}$ и $v_{обр}$ в 1,7 раза по сравнению с соответствующими параметрами сварки.

Соединения толщиной 6 мм, обработанные на меньшей погонной энергии, чем при сварке, с одновременным снижением $I_{обр}$ и $v_{обр}$ или только $I_{обр}$ также приобретают более высокую ударную

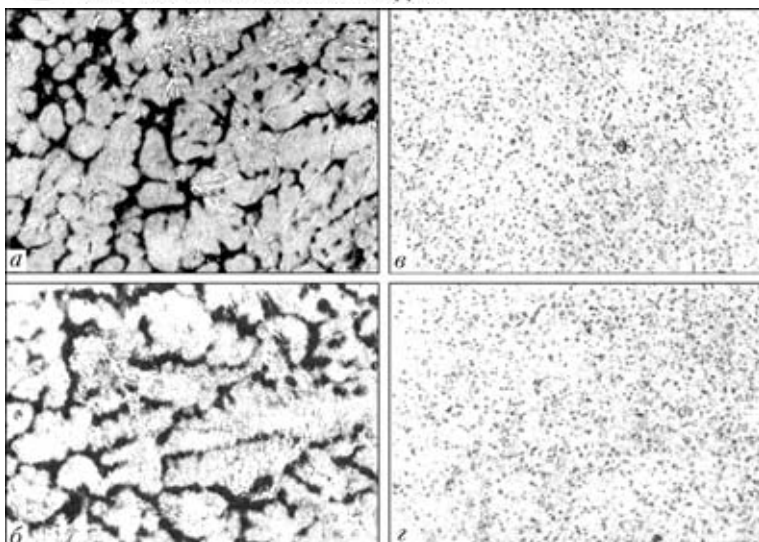


Рис. 6. Микроструктура (*a, в* — $\times 320$; *б, з* — $\times 500$) металла на участке подплавления (*a*), вне участка подплавления шва (*б*) и на прилегающих к ним участках перегрева ЗТВ (*в, з*) после обработки сварного соединения толщиной 3 мм при $I_{обр} = 105$ А и $v_{обр} = 10$ м/ч

Таблица 3. Влияние режима аргонодуговой обработки (сварки) на ударную вязкость зоны сплавления соединений толщиной 6 мм

Номер обработки	Режим обработки (сварки)			a_n , Дж/см ²
	I , А	v , м/ч	q/v , Вт·ч/м	
1	(180)	(6,0)	(300)	(40,8)
2	140	6,0	280	50,5
3	100	4,5	245	43,9
4*	140; 100	6,0; 4,5	280; 245	52,6

* Двухкратное подплавление.

вязкость по ЗТВ (табл. 3). Достаточно эффективной является двухкратная аргонодуговая обработка с подплавлением соединения при уменьшении погонной энергии от первого прохода ко второму.

Местная аргонодуговая обработка с подплавлением целесообразна, если необходимо увеличить время выдержки до отпуска сварных соединений. Так, если необработанные соединения разрушались по околошовной зоне в течение 2...11 мин после приложения растягивающей нагрузки, то в результате обработки на разных режимах продолжительности замедленного разрушения достигала 45...100 мин или разрушение не отмечалось более суток. Способствуя повышению стойкости соединений к образованию холодных трещин, такой способ обработки позволяет частично или полностью, в зависимости от режима, исключить промежуточный или последующий печной отпуск. Расход электроэнергии при дуговой обработке составляет 0,2...0,6 кВт·ч на метр шва, т. е. на порядок меньше, чем при печном отпуске. Затраты времени на подготовку и выполнение аргонодуговой обработки без раскрепления после сварки и изменения технологического оборудования и оснастки не превышают 10 мин, что исключает увеличение деформации металла.

Выводы

1. Аргонодуговая обработка с подплавлением при выполнении поперечных колебаний электрода существенно улучшает формирование соединения и изменяет его строение. В зависимости от режима обработки происходит измельчение первичной структуры, изменение формы и более строгая переориентация к лицевой поверхности кристаллитов расплавленного металла, химический состав которого в общем не изменяется. Повторная кратковременная аустенизация в сочетании с пульсирующим воздействием поперечно колеблющейся дуги обуславливает также измельчение микроstructures нерасплавленного металла, что может не происходить при чрезмерном увеличении погонной энергии обработки. Охлаждение обрабатываемого соединения со скоростью, близкой к скорости охлаждения при сварке, обеспечивает повторную закалку, сохранение высоких значений твердости подплавленного и аустенизированного металлов и прочности соединения.

2. При обработке соединений среднеуглеродистой легированной стали типа 30ХГСА, в зависимости от режима может образовываться МАК-фаза на участке перегрева ЗТВ с бейнитной структурой. Ее наличия также можно ожидать в многослойных соединениях такой стали.

3. Аргонодуговая обработка с подплавлением позволяет повысить ударную вязкость соединения закаляющейся стали. Максимальная эффективность для стали толщиной 3 мм достигается при совместном снижении в 1,2...1,3 раза тока и скорости обработки по сравнению со сварочными. Приемлемыми могут быть другие соотношения снижения этих параметров или их раздельное снижение в 1,2...1,3 раза, а также двухкратная обработка. Она повышает стойкость ЗТВ высокопрочной стали к образованию холодных трещин.

4. Аргонодуговая обработка с подплавлением позволяет повысить ударную вязкость соединения закаляющейся стали. Максимальная эффективность для стали толщиной 3 мм достигается при совместном снижении в 1,2...1,3 раза тока и скорости обработки по сравнению со сварочными. Приемлемыми могут быть другие соотношения снижения этих параметров или их раздельное снижение в 1,2...1,3 раза, а также двухкратная обработка. Она повышает стойкость ЗТВ высокопрочной стали к образованию холодных трещин.

1. Савицкий М. М., Кушнirenко Б. Н., Олейник О. И. Особенности сварки сталей вольфрамовым электродом с активными флюсами (АТИГ-сварка) // Автомат. сварка. — 1999. — № 12. — С. 20–28.
2. Сварка в машиностроении: Справочник. В 4 т. / Под ред. А. И. Акулова. — М.: Машиностроение, 1978. — Т. 2. — 462 с.
3. Аргонодуговая обработка — резерв снижения металлоемкости сварных конструкций / А. Е. Аснис, Г. А. Иващенко, И. Х. Френкель, И. Л. Корень // Автомат. сварка. — 1986. — № 6. — С. 69–70.
4. Кулик В. М., Савицкий М. М. Дуговая обработка сварных соединений закаляющихся сталей // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов в машиностроении: Сб. Докл. 2-го Междунар. симп. — Харьков: ХФТИ, 2001. — Ч. 1. — С. 104–143.
5. Стеренбоген Ю. А., Бурский Г. В. Метод оценки стойкости ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей против образования холодных трещин // Автомат. сварка. — 1987. — № 3. — С. 1–5.
6. Качество слитка спокойной стали / М. И. Колосов, А. И. Строганов, Ю. Д. Смирнов, Б. П. Охримович. — М.: Металлургия, 1973. — 408 с.
7. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник. — М.: Металлургия, 1965. — 495 с.



8. Шоршоров М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке: Атлас. — М.: Наука, 1972. — 220 с.
9. Кулик В. М., Савицкий М. М., Бурский Г. В. Особенности дуговой обработки закаливающихся сталей расплавлением // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 31–36.
10. О структуре высокопрочных низколегированных швов / А. М. Макара, В. Ф. Грабин, А. В. Денисенко и др. // Там же. — 1969. — № 6. — С. 11–15.
11. Гривняк И., Мацуда Ф. Металлографическое исследование мартенситно-аустенитной составляющей (МАС) металла ЗТВ высокопрочных низколегированных сталей // Там же. — 1994. — № 3. — С. 22–30.
12. Грабин В. Ф., Головкин В. В., Новикова Д. П. Особенности структуры металла швов при сварке под флюсом пульсирующей дугой // Там же. — 1995. — № 8. — С. 3–10.
13. Влияние импульсной обработки металлической ванны дугой переменной мощности на формирование структуры, морфологию и распределение неметаллических включений при кристаллизации швов низколегированной стали // И. К. Походня, В. Ф. Грабин, В. В. Головкин и др. // Свароч. пр-во. — 1996. — № 3. — С. 9–14.
14. Механизм и кинетика распада аустенита в ЗТВ низколегированной стали при сварке под флюсом пульсирующей дугой / И. К. Походня, В. Ф. Грабин, В. В. Головкин, Д. П. Новикова // Автомат. сварка. — 1997. — № 4. — С. 3–13.
15. Гривняк И. Свариваемость современных высокопрочных сталей: Сб. трудов «Сварка и родственные технологии — в XXI век». — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1998. — С. 41–55.

It is shown that processing of welded joints on 30KhGSA steel improves weld metal formation, refines its structure, produces higher impact toughness of the HAZ metal in the welded joint. It is established that in argon-arc treatment of a welded joint on medium-carbon alloyed steel MAC-phase precipitates can form in the HAZ overheated region.

Поступила в редакцию 14.04.2003

Хорватское сварочное общество проводит 3-ю Международную конференцию «СВАРКА В МОРСКИХ УСЛОВИЯХ» «Welding in Maritime Engineering»

2–5 июня 2004 г.

Остров Хвар, Хорватия

Тематика конференции:

- ✓ свариваемость материалов
- ✓ расходные и присадочные материалы для сварки и родственных процессов
- ✓ автоматизация сварки
- ✓ сварка и родственные процессы
- ✓ сварочное оборудование
- ✓ судостроительные технологии
- ✓ подводная сварка и другие подводные технологии
- ✓ подводные трубопроводы
- ✓ расчет и проектирование сварных соединений в судостроении и строительстве морских платформ
- ✓ обучение персонала
- ✓ требования к качеству сварной продукции
- ✓ «сухие» и подводные методы испытания сварных конструкций
- ✓ морская, подводная и глубоководная медицина
- ✓ коррозия и защита поверхностей в морском машиностроении
- ✓ износ и износостойкость



Языки конференции хорватский и английский

Адрес оргкомитета:
HR 10000 Zagreb, I. Lucica 1, Croatia
Phone +385 16168597
Phone/Fax: +38516157108
e-mail: hdtz.cws@fsb.hr <http://hdtz.fsb.hr>



ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ МЕТАЛЛА ШВА НА СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ ЗАМЕДЛЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

В. И. КАБАЦКИЙ, канд. техн. наук, **А. В. КАБАЦКИЙ**, инж. (Донецкая гос. машиностроит. акад., г. Краматорск)

Показано, что при комплексном модифицировании металла шва типа 10ХГНМ азотом и ванадием, совместно с церием, удастся получить наиболее стабильную стойкость сварных соединений мартенситной стали 33ХСН2МА против образования холодных трещин. Этому способствует благоприятное изменение структуры и морфологии неметаллических включений в металле зоны сплавления соединений.

Ключевые слова: высокопрочные стали, низколегированные швы, холодные трещины, зона сплавления, модифицирование, нитриды, поверхностно-активные элементы, соотношение, исследования

Одной из главных проблем, возникающих при сварке высокопрочных сталей, является опасность образования холодных трещин в металле ЗТВ сварных соединений (отколов). Современные представления о механизме зарождения и развития отколов позволяют рассматривать их образование как проявление процесса хрупкого разрушения, связанного с развитием межзеренного проскальзывания и внутризеренного сдвигообразования и контролируемого накоплением повреждаемости во времени по границам зерен, протекающем в условиях сложнапряженного состояния в соответствии с видоизмененной моделью Зинера–Стро [1–3]. Основной причиной образования холодных трещин является повышение сопротивления металла околошовной зоны пластическим деформациям [1, 4]. При этом в месте остановки полосы скольжения образуются так называемые зоны предразрушения — скопления дислокаций, у вершины которых возникает зона локальных растягивающих напряжений, что и создает условия для зарождения разрушения в головной части скопления [5].

В ряде работ [6, 7 и др.] показано, что одним из перспективных путей борьбы с образованием таких трещин может служить введение в низколегированный наплавленный металл элементов, образующих устойчивые выделения модифицирующей фазы (в частности, нитридной) в сочетании с поверхностно-активными элементами. Целью настоящей работы являлось изучение влияния характера модифицирования на сопротивляемость отколам.

Исследовали сварные соединения с низколегированными швами типа 10ХГНМ, выполненные на термически упрочненной стали мартенситного класса 33ХСН2МА, весьма чувствительной к образованию трещин в металле ЗТВ. Сварку проводили опытными электродами с основным покрытием. В качестве модифицирующих добавок в наплавленный металл вводили титан, алюминий, бор, церий, кальций, ванадий и азот. Введение

модифицирующих элементов осуществлялось через электродное покрытие, основное легирование металла — с помощью электродного стержня. В табл. 1 приведен ряд вариантов используемого модифицирования.

Определение механических свойств наплавленного металла выполняли в соответствии с требованиями ГОСТ 6996–66. Для испытаний на статическое кратковременное растяжение использовали образцы (вариант № 1), вырезанные в продольном направлении из металла швов стыковых соединений толщиной 15 мм с V-образной разделкой кромок. Для испытания ударной вязкости использовали образцы (вариант № 9), вырезанные поперек соединения, надрез выполняли по металлу шва. Стойкость каждого варианта против холодных трещин оценивали по результатам сварки не менее 2...3 проб Теккен. Сварку всех вариантов проб выполняли электродами диаметром 4 мм на режиме $I_{св} = 160...180$ А, $U_d = 22...24$ В. При этом фиксировали только трещины в металле ЗТВ и трещины смешанного типа, проходящие частично по шву. В случае получения удовлетворительной стойкости против трещин по какому-либо варианту оценивали стабильность результатов при повторных испытаниях электродов данного варианта. Данные по механическим свойствам и стойкости против трещин приведены в табл. 2. В работе приведены данные по наиболее оптимальным типам модифицирования, полученным на основании предварительных экспериментальных исследований.

Анализ полученных результатов показывает, что за счет оптимального сочетания поверхностно-активных модифицирующих добавок удается достичь вполне удовлетворительной, но недостаточно стабильной стойкости против трещин (варианты № 1, 3, 7) при достаточно высокой прочности металла шва. Напротив, повышение содержания активных фазообразующих элементов (например, бора — варианты № 2 и 8, титана — вариант № 6, алюминия — вариант № 4) ведет к существенному снижению стойкости против трещин-отколов.

Наиболее стабильный эффект модифицирования наблюдается при совместном легировании швов ванадием, азотом и РЗМ (вариант № 10). При

Таблица 1. Варианты модифицирования сварных швов

№ варианта	Тип модифицирования	Расчетный химический состав наплавленного металла, %												
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	V	N	B	Ce	Ca
1	Ti-B-Ce-Ca	0,1	1,5	0,5	0,15	1,5	0,5	0,1	—	—	—	0,001	0,1	0,05
2	Ti-Al-B-Ce-Ca	0,1	1,5	0,5	0,15	1,5	0,5	0,1	0...0,15	—	—	0,002...0,005	0,1...0,15	0,05
3	Al-Ce-Ca	0,1	1,5	0,5	0,15	1,5	0,6	—	0,1	—	—	—	0,1	0,05
4		0,1	1,5	0,5	0,15	1,5	0,6	—	0,15	—	—	—	0,15	—
5	V-Al-Ce	0,1	1,5	0,5	—	1,5	0,5	—	0,05...0,1	0,05...0,10	—	—	0,05...0,1	—
6	V-Ti-Ce	0,1	1,5	0,5	—	1,5	0,5	0,05...0,15	—	0,05...0,10	—	—	0,05...0,1	—
7	V-Ti-B-Ce-Ca	0,1	1,5	0,5	—	1,5	0,5	0,1	—	0,05	—	0,001	0,05	0,05
8		0,1	1,0	0,5	—	1,5	0,5	0,05	—	0,05	—	0,005	0,15	—
9	V-N	0,1	1,5	0,5	0,3	1,5	0,5	—	—	0,12	0,015	—	—	—
10	V-N-Ce	0,1	1,0	0,5	0,3	1,5	0,5	—	—	0,12	0,015	—	0,05...0,1	—

Таблица 2. Механические свойства металла шва и стойкость соединения против трещин

№ варианта	Механические свойства металла шва					Наличие трещин в пробе Теккен		Время до появления визуально наблюдаемой трещины, ее характер	
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_3 , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²		визуально		по макрошлифам
					+20 °С	−40 °С			
1	615	758	18,3	48,6	103	70	Нет	Есть	Надрыв на шлифе; более 8 ч
							Есть	—	
2	615...636	753...777	19,0...20,0	48,6...50,6	75...106	67...90	»»	—	6 ч, 1,5 ч, 1 ч, 20 мин; 15 мин — смешанная
3	630	757	15,6	55,6	77	60	2 пробы заварено без трещин		
							Есть*	—	Более 8 ч*; 5,5 ч*; 5 ч*
4	594	742	20,0	55,6	67	47	Есть	—	1,5 ч; 1 ч; 1 ч
5	611...628	806...822	17,3...18,6	51,1...55,6	72...75	60...62	»»	—	5 ч; 45 мин; 40 мин
6	658...756	815...876	17,1...18,6	51,0...55,6	70...87	60...64	Есть	—	6 ч; 3 ч; 1,5 ч; — смешанная; 1 ч — смешанная
7	685	862	20,0	56,6	90	75	Нет	Есть	Надрыв на шлифе; 48 ч; 7 ч*; 1,5 ч*
							Есть	—	
8	583	742	22,7	55,6	105	60	»»	—	3,5 ч; 2 ч — смешанная
9	724	862	16,6	55,6	88	60	2 пробы заварено без трещин		
							Нет*	Есть	Надрыв на шлифе более 24 ч*
							Есть*	—	
10	Не определялись						2 пробы заварено без трещин		
							Нет*	Нет	—
							»»	Есть	Надрыв на шлифе*

* Результаты повторных испытаний электродов.

* Результаты повторных испытаний электродов.

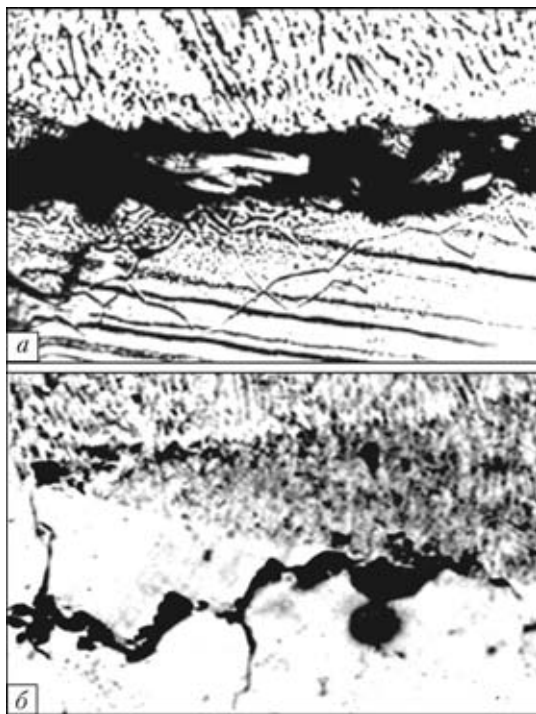


Рис. 1. Участки распространения холодной трещины по зоне сплавления сварного соединения стали 33ХСН2МА с низколегированным швом, $\times 125$: а — зона сплавления со стороны шва; б — со стороны участка неполного расплавления

этом трещин в пробах Теккен удастся избежать и в случае повторных испытаний электродов. В то же время положительное действие модифицирования проявляется только при определенном соотношении модифицирующих добавок.

Для объяснения полученных результатов проведено детальное исследование сварных соединений, выполненных рассматриваемыми вариантами опытных электродов. На первом этапе исследовали образцы из однослойных соединений стали 33ХСН2МА по методике, описанной в работах [6, 8]. При этом в образцах, обработанных по

термическому циклу, близкому к сварочному (нагрев до температуры 1200°C со скоростью $100^\circ\text{C}/\text{с}$, выдержка 15 с, охлаждение со скоростью $7...10^\circ\text{C}/\text{с}$), наблюдали изменение структуры участка крупного зерна металла ЗТВ. При охлаждении до температуры 200°C инициировали разрушение образцов путем их замедленного нагружения растягивающей нагрузкой, которая создает в металле образца напряжения около $550...600\text{ МПа}$.

Как показали наблюдения за распадом аустенита, в образцах происходит бейнитно-мартенситное превращение (начало при $340...330^\circ\text{C}$) с образованием преимущественно смеси нижнего бейнита и отпущенного мартенсита (средний балл первичного аустенитного зерна $5...6$). Такая структура, по некоторым данным [2, 9, 10], является предпочтительной для высокопрочного металла сварных соединений благодаря сравнительно высокой пластичности и ударной вязкости.

В то же время эксперименты показывают, что при очень близком соответствии параметров превращения B_n ($330...360^\circ\text{C}$), M_n ($320...350^\circ\text{C}$), M_k ($200...260^\circ\text{C}$) соединения могут весьма существенно отличаться по стойкости против отколов (например, варианты № 2 и 10). Таким образом, изучение особенностей структуры участка крупного зерна не позволяет однозначно объяснить причины различной сопротивляемости отколам.

По содержанию диффузионного водорода проводили сопоставление склонности соединений к отколам в наплавленном металле, определяемом с использованием глицериновой карандашной пробы [1]. Режимы сварки приведены выше. Сопоставление замеров показывает, что оно мало отличается и во всех случаях относительно невелико (не превышает $1,2...1,4\text{ мл}/100\text{ г}$ наплавленного металла). Учитывая существенные различия рассматриваемых вариантов по стойкости против трещин (например, $[H]_d \sim 1,2...1,25$ (вариант № 1), $\sim 1,2...1,3\text{ мл}/100\text{ г}$ (вариант № 2)) можно заключить, что при отмеченных концентрациях водорода данный фактор, по видимому, не является определяющим в отношении стойкости против трещин-отколов, однако более точно на этот вопрос можно ответить лишь после изучения кинетики выделения водорода в сварном соединении [6].

Существует мнение [2, 11], что весьма благоприятные условия для зарождения холодных трещин создаются на оплавленных границах зерен участка металла ЗТВ, примыкающего к основному металлу (так называемый участок подплавления). Детальный анализ характера многочисленных разрушений в образцах Теккен показывает, что во многих случаях траектория распространения холодных околошовных трещин пересекает линию сплавления, проходит по границе сплавления, либо в непосредственной близости от нее (рис. 1). Это позволяет с большим основанием полагать, что участок сварного соединения, формирующийся в про-

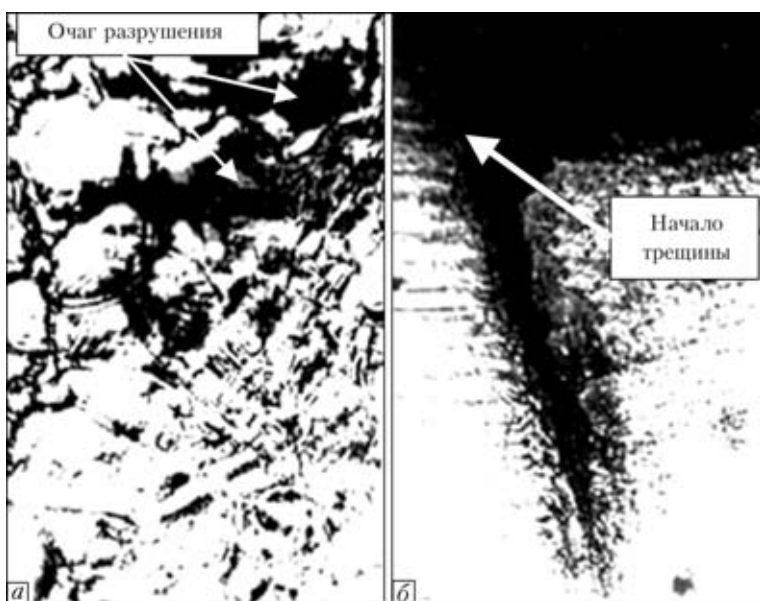


Рис. 2. Зарождение разрушения в переходной зоне нагружаемых образцов, $\times 100$: а — очаги разрушения на участке неполного расплавления; б — зарождение и распространение трещины на границе сплавления

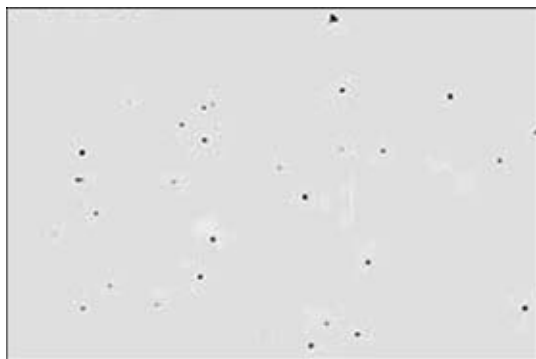


Рис. 3. Неметаллические включения в зоне сплавления сварного соединения стали 33ХСН2МА с металлом шва 10ХГНМАФЧ, $\times 1500$

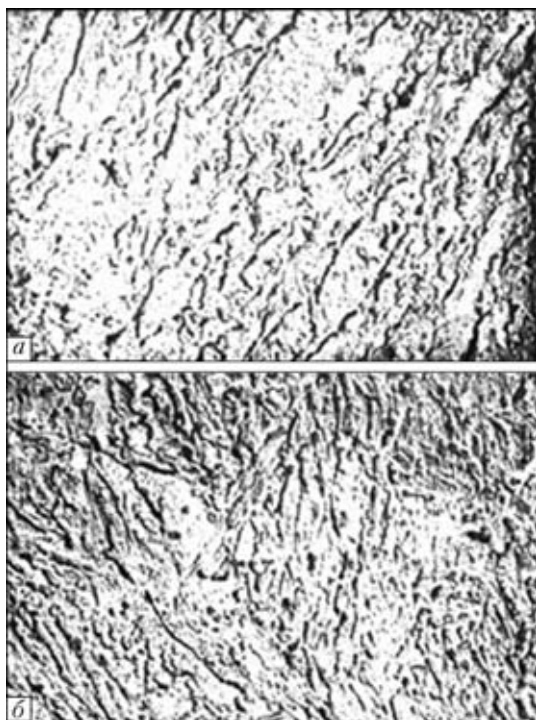


Рис. 4. Микроструктура наплавленного металла, примыкающего к зоне сплавления, $\times 6000$: а — с металлом шва 10ХГНМАФЧ; б — 10ГНМТРЮЧ

процессе кристаллизации сварочной ванны на оплавленных зернах основного металла, может служить местом зарождения холодных околошовных трещин. Об этом также косвенно свидетельствует наблюдение за ходом замедленного разрушения образцов, обработанных по термическому циклу, близкому к сварочному. Фиксирование момента

зарождения трещин в нагруженных образцах позволило выявить появление очагов разрушения либо зарождение трещин на участке зоны сплавления (рис. 2).

Полученные результаты дают основание говорить о возможности влияния модифицирования наплавленного металла на стойкость сварного соединения против образования трещин-отколов.

В ряде работ [12, 13] выявлена заметная роль неметаллических включений в механизме образования холодных трещин на участке зоны сплавления. Металлографические исследования последней с помощью оптической и электронной микроскопии показывают, что при оптимальном модифицировании преобладают равномерно распределенные глобулярные включения (рис. 3). Включения располагаются в основном в теле зерна, причем наблюдается увеличение количества мелких включений (рис. 4, а). Последнее следует также из подсчета количества включений с распределением по размерам, проведенного с помощью количественного телевизионного микроскопа «Квантимер-720». В случае отклонения от оптимального модифицирования характер распределения включений изменяется — заметные скопления наблюдаются по границам зерен, включения укрупняются (рис. 4, б). Последние являются, очевидно, комплексными соединениями модифицирующих добавок с кислородом, азотом, углеродом и серой. Как известно, при достаточно высокой концентрации напряжений включения могут являться очагами зернограницного проскальзывания [2], способствующего образованию зародышей холодных трещин в условиях сварочного термомеханического цикла. Холодные трещины могут зарождаться и от горячих микронадрывов, проходящих по скоплениям включений неблагоприятной формы (рис. 5), выделяющихся из маточного раствора в процессе кристаллизации в зоне контакта жидкого и твердого металла.

Одним из возможных объяснений столь заметного влияния оптимального модифицирования на стойкость против образования околошовных трещин может также, по-видимому, служить определенное воздействие модифицирующих добавок на структуру металла и характер включений зоны сплавления и примыкающего к ней участка подплавления. Последнее, очевидно, обусловлено диффузией, особо интенсивно протекающей при контакте расплавленного металла ванны с участком

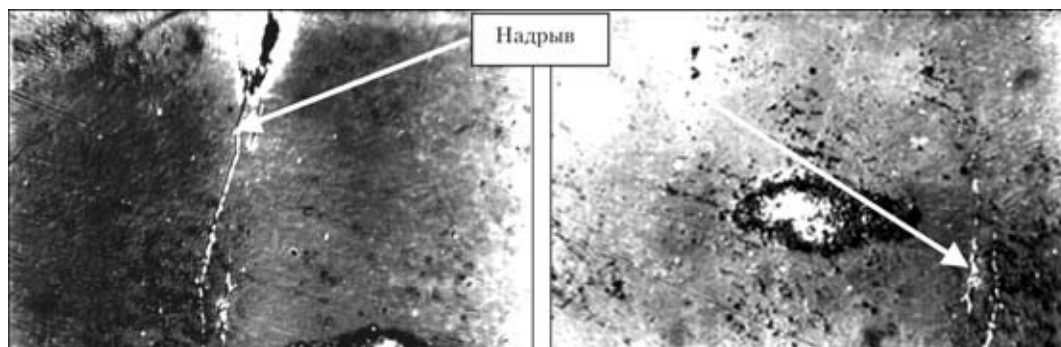


Рис. 5. Микроструктура металла в зоне сплавления стали 33ХСН2МА с низколегированным швом с микротрещинами, $\times 1500$

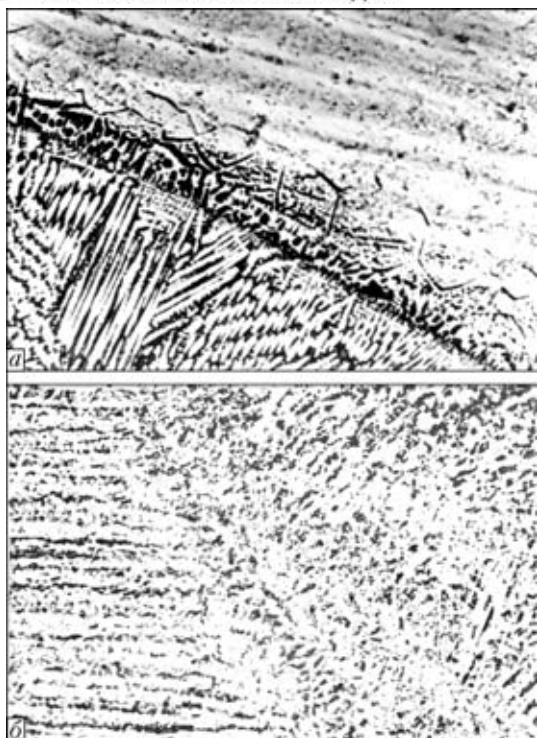


Рис. 6. Первичная микроструктура металла зоны сплавления металла шва сварных соединений, $\times 200$: *a* — шва типа 10XhGMTF; *b* — 10XhGMAFCh, $\times 1500$

подплавления. Проникновение по границам подплавленных зерен поверхностно-активных элементов (например, церия, может обуславливать наблюдаемое здесь уменьшение размера зерна и степени травимости границ зерен (рис. 6). К сожалению, из-за сложности данных исследований, прямого экспериментального подтверждения этого факта авторы не имеют, однако имеются теоретические предпосылки такого воздействия благодаря особенностям поведения церия в сталях. Эти особенности состоят в способности церия образовывать твердый раствор в железе, а также в высокой поверхностной активности и преимущественной склонности к адсорбции атомов церия по сравнению с другими элементами [13].

Таким образом, полученные результаты исследований свидетельствуют о существенном влиянии

модифицирования наплавленного металла на стойкость сварных соединений закаливающих сталей с низколегированными швами против образования холодных околошовных трещин. Это позволяет реализовать найденный способ повышения сопротивляемости отколам при разработке сварочных материалов для сварки высокопрочных сталей.

1. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
2. Касаткин Б. С. Микромеханизм образования холодных трещин при сварке среднелегированных сталей // Семинар по металлургическим требованиям производителей и потребителей к свариваемости сталей. — Киев, 16–20 сент., 1991. — 19 с.
3. Условия образования трещин при сварке и термической обработке. Ч. 1: О роли ползучести в образовании трещин / В. Н. Землин, А. А. Чижик, А. А. Ланин и др. // Свароч. пр-во. — 1983. — № 11. — С. 1–4.
4. Стеренбоген Ю. А. Некоторые факторы, определяющие стойкость металла ЗТВ мартенситных сталей против образования холодных трещин // Автомат. сварка. — 1986. — № 6. — С. 5–8.
5. Золоторевский С. М. Механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1983. — 352 с.
6. Структура и свойства зоны термического влияния сварных соединений высокопрочной стали мартенситного класса / В. И. Кабацкий, В. В. Подгаецкий, Д. П. Новикова и др. // Автомат. сварка. — 1988. — № 1. — С. 16–20.
7. Кабацкий А. В. Низколегированные электродные материалы для сварки закаливающих сталей // Вестн. Призов. гос. техн. ун-та. — Мариуполь. — 1998. — Вып. 6. — С. 254–259.
8. Новикова Д. П. Высокотемпературная металлография сварных соединений. — Киев: Наук. думка, 1989. — 152 с.
9. Взаимосвязь микроструктуры с ударной вязкостью металла шва на трубной низколегированной стали / Д. П. Новикова, Ю. Л. Богачек, С. Л. Мандельберг и др. // Автомат. сварка. — 1973. — № 8. — С. 6–9.
10. Грабин В. Ф., Денисенко А. В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1978. — 270 с.
11. Стойкость сварных соединений стали типа 25ХГМ против образования холодных трещин в зоне сплавления при легировании металла шва кальцием / В. И. Кабацкий, В. М. Кирьяков, В. В. Подгаецкий и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 1. — С. 5–7.
12. Влияние сульфидных включений в зоне сплавления аустенитных швов с перлитной сталью на склонность соединений к образованию трещин-отрывов / В. М. Кирьяков, Г. И. Парфессо, В. В. Подгаецкий и др. // Там же. — 1989. — № 10. — С. 4–7.
13. Браун М. П. Микролегирование стали. — Киев: Наук. думка, 1982. — 303 с.

It is shown that at complex modifying the weld metal of 10KhGhNM type with nitrogen and vanadium, together with cerium, it is possible to achieve the most stable cold cracking resistance of welded joints on martensitic steel 33KhSN2MA. This is promoted by a favourable change of the structure and morphology of nonmetallic inclusions in the metal of the fusion zone of the joints.

Поступила в редакцию 13.02.2003,
в окончательном варианте 06.05.2003



УЧЕТ ВЛИЯНИЯ АСИММЕТРИИ ЦИКЛА НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ДВУХЧАСТОТНОМ НАГРУЖЕНИИ

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

Установлено, что при двухчастотном нагружении повышение коэффициента асимметрии цикла от $R = 0$ до $R = 0,5$ приводит к возрастанию скорости развития усталостных трещин до 3...4 раз в основном металле и до 2 раз в металле шва стыковых сварных соединений высокопрочной ($\sigma_T \approx 1000$ МПа) стали. Предложен расчетный метод, позволяющий определять циклическую трещиностойкость конструкционных материалов и сварных соединений в условиях двухчастотного нагружения по диаграммам усталостного разрушения, отвечающим одночастотному нагружению с соответствующим коэффициентом асимметрии цикла.

Ключевые слова: циклическая трещиностойкость, двухчастотное нагружение, асимметрия цикла, стали, сварные соединения, расчет

Для большинства сварных металлоконструкций характерно сложное нагружение, вызванное одновременным действием двух и более разных по амплитуде и частоте переменных нагрузок. Многочисленные экспериментальные данные показывают, что наложение дополнительных высокочастотных напряжений от вибраций на переменные напряжения от основной (обычно низкочастотной) нагрузки может существенно снижать циклическую долговечность материалов и сварных соединений на стадиях возникновения и развития усталостных трещин. Это объясняется в основном увеличением результирующей амплитуды напряжений вследствие алгебраического суммирования обеих нагрузок и дополнительным повреждающим воздействием цикличности высокочастотной составляющей. При этом циклическая долговечность соединений на стадии развития усталостных трещин зависит не только от соотношений амплитуд и частот действующих напряжений, но и от асимметрии цикла наиболее низкочастотной составляющей спектра. Между тем существующие методики и расчетные зависимости для оценки циклической трещиностойкости с учетом влияния асимметрии цикла применимы только к простому циклическому нагружению [1–3 и др.].

Ранее для учета асимметрии цикла при определении скорости развития усталостных трещин в условиях одночастотного нагружения в уравнение Париса вводили дополнительные поправочные коэффициенты [3]. Такой подход можно применить и при двухчастотном нагружении, однако, возникают определенные трудности, вызванные прежде всего тем, что для определения коэффициента интенсивности напряжений при двухчастотном или более сложном нагружении размах напряжений невозможно определять разностью суммарных значений максимального и минимального напряжений цикла. Результатами экспериментальных исследо-

ваний доказано, что значение долговечности, полученное при одночастотном нагружении на уровне напряжений, равном сумме амплитуд составляющих двухчастотного нагружения, может существенно отличаться от значения долговечности, отвечающего двухчастотному нагружению.

При использовании существующего подхода для оценки циклической трещиностойкости материалов и соединений при двухчастотном нагружении (рис. 1) его необходимо заменить эквивалентным по повреждающему действию одночастотным нагружением. Решение этой задачи может быть реализовано на основе полученной ранее зависимости [4] для определения коэффициента снижения долговечности от амплитудных и частотных отношений составляющих двухчастотного нагружения до момента возникновения усталостных трещин.

Анализ результатов исследований сталей и сварных соединений, выполненных в ИЭС им. Е. О. Патона, показал, что кривые усталости при двухчастотном нагружении с фиксированными отношениями частот и амплитуд напряжений располагаются эквидистантно исходной кривой усталости, отвечающей одночастотному нагружению, и

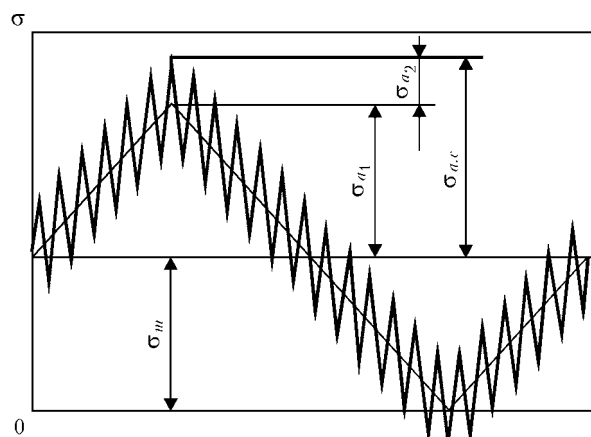


Рис. 1. Форма цикла нагружения: σ_{a1} , σ_{a2} — соответственно амплитуда низко- и высокочастотного напряжения; $\sigma_{a,c}$ — суммарная амплитуда напряжений; σ_m — среднее напряжение цикла; t — время

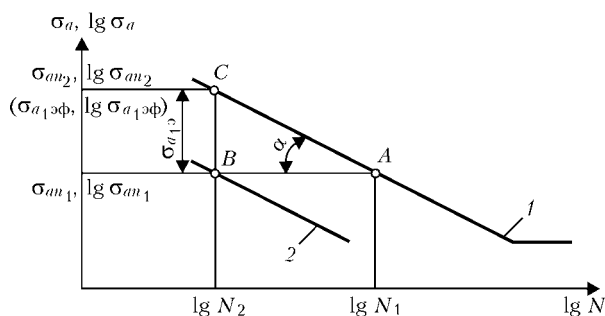


Рис. 2. Кривые усталости в полулогарифмической и логарифмической системах координат в условиях одно- (1) и двухчастотного (2) нагружения

смещены в область меньшей долговечности (рис. 2). Установлено, что для аддитивного двухчастотного нагружения с отношением частот $(f_2/f_1) \geq 10$, когда влияние сдвига фаз между составляющими несущественно и им можно пренебречь, аналитическое выражение коэффициента снижения долговечности α определяется выражением

$$\alpha = N_1/N_2 = (f_2/f_1)^{\vartheta} \sigma_{a_2}/\sigma_{a_1}, \quad (1)$$

где N_1 — долговечность при одночастотном нагружении с амплитудой напряжений σ_{a_1} ; N_2 — долговечность при двухчастотном нагружении, определяемая по количеству циклов низкочастотной составляющей с амплитудой σ_{a_1} ; f_1 — частота изменения нагрузки в условиях одночастотного нагружения и низкочастотной составляющей при дополнительном наложении вибраций; f_2 , σ_{a_2} — соответственно частота и амплитуда напряжений высокочастотной составляющей двухчастотного нагружения; ϑ — коэффициент, учитывающий влияние материала.

Если в произвольной точке A (рис. 2), соответствующей амплитуде низкочастотных напряжений σ_{a_1} , на кривой усталости 1 в полулогарифмической системе координат дополнительно наложить высокочастотное напряжение с амплитудой σ_{a_2} , то долговечность $\lg N_1$ снизится до значения $\lg N_2$ в точке B. Это эквивалентно увеличению амплитуды низкочастотных напряжений σ_{a_1} на $\sigma_{a_1,3}$ до уровня $\sigma_{a_1,2}$ в точке C. Значение эквивалентного напряжения $\sigma_{a_1,3}$ можно определить из прямоугольного треугольника ABC выражением

$$\sigma_{a_1,3} = \operatorname{tg} \alpha (\lg N_1 - \lg N_2), \quad (2)$$

где $\operatorname{tg} \alpha = (\sigma_{a_1,2} - \sigma_{a_1}) / (\lg N_1 - \lg N_2)$ — тангенс угла наклона исходной кривой усталости к оси абсцисс, имеющий размерность напряжений.

Обозначив $\operatorname{tg} \alpha = k$, соотношение (2) можно записать в виде $\sigma_{a_1,3} = k \lg(N_1/N_2)$, или

$$\sigma_{a_1,3} = k \lg \alpha. \quad (3)$$

После подстановки значения $\lg \alpha$ из зависимости (1) в выражение (3) амплитуду низкочастотных напряжений, эквивалентных по повреждающему действию амплитуде накладываемых высокочастотных напряжений, можно определить по формуле

$$\sigma_{a_1,3} = k \vartheta (\sigma_{a_2}/\sigma_{a_1}) \lg(f_2/f_1). \quad (4)$$

Амплитуда эффективных напряжений $\sigma_{a_1,эф}$, эквивалентных по повреждающему действию двухчастотному нагружению с составляющими σ_{a_1} и σ_{a_2} , определяется выражением $\sigma_{a_1,эф} = \sigma_{a_1,1} + \sigma_{a_1,3}$, или после подстановки значений из (4)

$$\sigma_{a_1,эф} = \sigma_{a_1,1} + k \vartheta (\sigma_{a_2}/\sigma_{a_1}) \lg(f_2/f_1). \quad (5)$$

Размах коэффициента интенсивности напряжений при двухчастотном нагружении ΔK_d , когда кривая усталости имеет вид прямой линии в полулогарифмической системе координат, равен

$$\Delta K_d = 2 \sigma_{a_1,эф} \sqrt{\pi L} f_k, \quad (6)$$

где f_k — поправочная функция. С учетом (5), опустив индекс n_1 при σ_{a_1} :

$$\Delta K_d = 2 [\sigma_{a_1} + k \vartheta (\sigma_{a_2}/\sigma_{a_1}) \lg(f_2/f_1)] \sqrt{\pi L} f_k. \quad (7)$$

Амплитуду эффективных напряжений $\sigma_{a_1,эф}$, эквивалентных по повреждающему действию двухчастотному нагружению с составляющими σ_{a_1} и σ_{a_2} , можно определить также исходя из аналитической связи параметров кривой усталости.

Известно, что при нормальной температуре и отсутствии коррозионной среды левая наклонная ветвь кривых усталости углеродистых сталей в полулогарифмических координатах имеет вид прямой линии и может быть описана уравнением [5]

$$\sigma_{a_1,2} - \sigma_{a_1,1} = k(\lg N_1 - \lg N_2), \quad (8)$$

где k — параметр, характеризующий угол наклона левой ветви кривой усталости к оси абсцисс и определяемый по формуле

$$k = (\sigma_{a_1,2} - \sigma_{a_1,1}) / (\lg N_1 - \lg N_2) = \operatorname{tg} \alpha. \quad (9)$$

Из уравнения (8) находим

$$\sigma_{a_1,2} = \sigma_{a_1,1} + k \lg(N_1/N_2). \quad (10)$$

Как уже отмечалось, при наложении на исходные напряжения σ_{a_1} дополнительных, более высокочастотных напряжений σ_{a_2} , циклическая долговечность снижается до значения $\lg N_2$, что соответствует уровню эффективных напряжений одночастотного нагружения $\sigma_{a_1,эф} = \sigma_{a_1,2}$. Отношение долговечностей N_1/N_2 при этом определяется в соответствии с выражением (1).



С учетом изложенного зависимость (10) можно представить в виде

$$\sigma_{a_1 \text{эф}} = \sigma_{a_1 n_1} + k \vartheta (\sigma_{a_2} / \sigma_{a_1}) \lg (f_2 / f_1). \quad (11)$$

Уравнение (11) полностью совпадает с уравнением (5), а следовательно, ΔK_d определяется уравнением (7).

В тех случаях, когда левая наклонная ветвь кривых усталости имеет вид прямой линии в логарифмических координатах, она может быть описана степенным уравнением

$$\sigma_a^m N = C, \quad (12)$$

где σ_a — амплитуда переменных напряжений; N — количество циклов до разрушения; m и C — параметры кривой усталости.

В области ограниченной долговечности уравнение (12) можно представить по двум точкам левой наклонной ветви кривой усталости с координатами $(\sigma_{a_1 n_1}, N_1)$ и $(\sigma_{a_1 n_2}, N_2)$ уравнением в виде

$$\sigma_{a_1 n_1}^m N_1 = \sigma_{a_1 n_2}^m N_2, \quad (13)$$

где $\sigma_{a_1 n_1}^m$ и $\sigma_{a_1 n_2}^m$ — пределы ограниченной выносливости, соответствующие количеству циклов N_1 и N_2 ; $m = \lg (N_1 / N_2) / \lg (\sigma_{a_1 n_1} / \sigma_{a_1 n_2})$ — показатель наклона кривой усталости.

Если в произвольной точке A логарифмических координат (рис. 2), соответствующей низкочастотным напряжениям $\lg \sigma_{a_1 n_1}$ на исходной кривой усталости 1, наложить высокочастотное напряжение $\lg \sigma_{a_2}$, то долговечность $\lg N_1$ снизится до значения $\lg N_2$ в точке B . Это соответствует увеличению низкочастотных напряжений $\lg \sigma_{a_1 n_1}$ до уровня $\lg \sigma_{a_1 n_2}$ в точке C .

Из уравнения (13) следует, что

$$\sigma_{a_1 n_2}^m = \sigma_{a_1 n_1}^m N_1 / N_2. \quad (14)$$

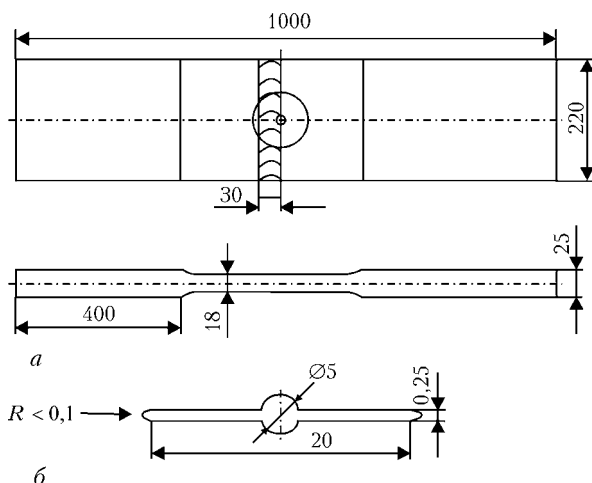


Рис. 3. Форма и размеры сварного образца со снятыми выпуклостями (а) и начального надреза сквозной центральной трещины (б)

С учетом принятых обозначений N_1 / N_2 и его значения из уравнения (1) получим

$$\sigma_{a_1 n_2}^m = \sigma_{a_1 n_1}^m (f_2 / f_1)^{\vartheta \sigma_{a_2} / \sigma_{a_1}}. \quad (15)$$

Из уравнения следует, что амплитуда эффективных напряжений $\sigma_{a_1 \text{эф}} = \sigma_{a_1 n_2}$, эквивалентных по повреждающему действию двухчастотному нагружению с составляющими σ_{a_1} и σ_{a_2} , определяется выражением

$$\sigma_{a_1 \text{эф}} = \sigma_{a_1 n_1} (f_2 / f_1)^{\vartheta \sigma_{a_2} / m \sigma_{a_1}}. \quad (16)$$

После подстановки значения $\sigma_{a_1 \text{эф}}$ из (16) в (6), и опустив индекс n_1 при σ_{a_1} , размах коэффициента интенсивности напряжений при двухчастотном нагружении (когда левая наклонная ветвь кривых усталости имеет вид прямой линии в логарифмических координатах) можно представить в виде

$$\Delta K_d = 2 \sigma_{a_1} (f_2 / f_1)^{\vartheta \sigma_{a_2} / m \sigma_{a_1}} \sqrt{\pi L} f_k. \quad (17)$$

Полученные зависимости (7) и (17) позволяют определять скорость развития усталостных трещин в материалах и сварных соединениях при двухчастотном нагружении по кинетическим диаграммам усталостного разрушения, отвечающим одночастотному нагружению. Они предназначены для использования при построении диаграмм, когда левая наклонная ветвь кривых усталости имеет вид прямой линии соответственно в полулогарифмических и логарифмических координатах.

С целью экспериментальной проверки предложенной методики определения размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK_d применительно к оценке циклической трещиностойкости сварных соединений в условиях двухчастотного нагружения, были проведены испытания на усталость плоских крупномасштабных образцов со стыковым швом и снятыми выпуклостями (рис. 3), изготовленных из высокопрочной стали ($\sigma_T \approx 1000$ МПа). Для ини-

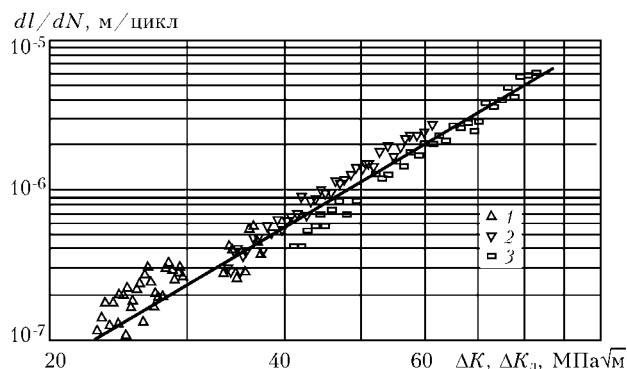


Рис. 4. Усредненная зависимость скорости роста усталостных трещин по линии сплавления сварных соединений высокопрочной стали от размаха коэффициента интенсивности напряжений при отнулевом одно- и двухчастотном ($f_2 / f_1 = 100$) нагружении (сплошная линия): 1 — одночастотное; 2 — двухчастотное нагружение $\sigma_2 / \sigma_1 = 0,2$; 3 — двухчастотное нагружение $\sigma_2 / \sigma_1 = 0,4$

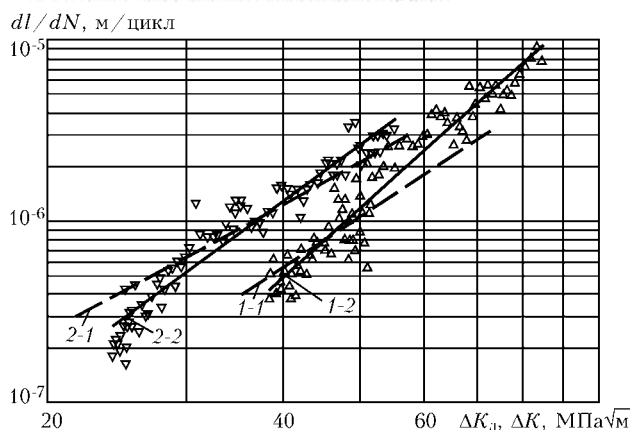


Рис. 5. Кинетические диаграммы усталостного разрушения высокопрочной стали при двухчастотном ($f_2/f_1 = 100$ и $\sigma_2/\sigma_1 = 0,2$ — сплошные линии) и одночастотном (штриховые) осевом растяжении: (1-2) и (1-1) при $R = 0$; (2-2) и (2-1) при $R = 0,5$

цирования усталостного разрушения образцов в металле ЗТВ начальный надрез в виде центральной сквозной трещины располагали вдоль по линии сплавления шва с основным металлом. Исходные экспериментальные данные получали при мягком режиме одно- и двухчастотного осевого растяжения. Одночастотное нагружение и низкочастотная составляющая двухчастотного нагружения имели треугольную форму цикла с коэффициентом асимметрии $R = 0$ и изменялись с частотой $f_1 = 0,05$ Гц. При двухчастотном нагружении отношение частот f_2/f_1 составляло 100, а отношение амплитуд напряжений $\sigma_{a2}/\sigma_{a1} = 0,2$ и 0,4. Испытания выполняли

на сервогидравлической машине «Шенк 1000 кН», дополнительно оборудованной электронно-оптической системой, обеспечивающей бесконтактное измерение линейных размеров трещин на поверхности образцов в интервале 0,1...200 мм с точностью 0,01 мм. Размах коэффициента интенсивности напряжений при двухчастотном нагружении определяли по выражению (7). Значения коэффициента $\vartheta = 1,67$ и тангенса угла наклона исходной кривой усталости $k = 52$ МПа принимали по результатам экспериментальных исследований основного материала. Результаты исследования циклической трещиностойкости сварных соединений при одно- и двухчастотном нагружении представлены в виде точек на рис. 4. Медианные значения этих данных располагаются практически на одной прямой, что позволяет заменить их общей линией регрессии (сплошная линия). Хорошее совпадение скоростей усталостного разрушения при $\Delta K = \Delta K_d$ подтверждает возможность данного метода определять циклическую трещиностойкость материалов и сварных соединений в условиях двухчастотного нагружения по кинетическим диаграммам усталостного разрушения, отвечающим одночастотному нагружению.

Для оценки влияния асимметрии цикла на скорость развития усталостных трещин в условиях двухчастотного нагружения исследования выполняли на аналогичных по форме и размерам образцах с центральной сквозной трещиной (рис. 3), идентичных ранее исследованным в условиях од-

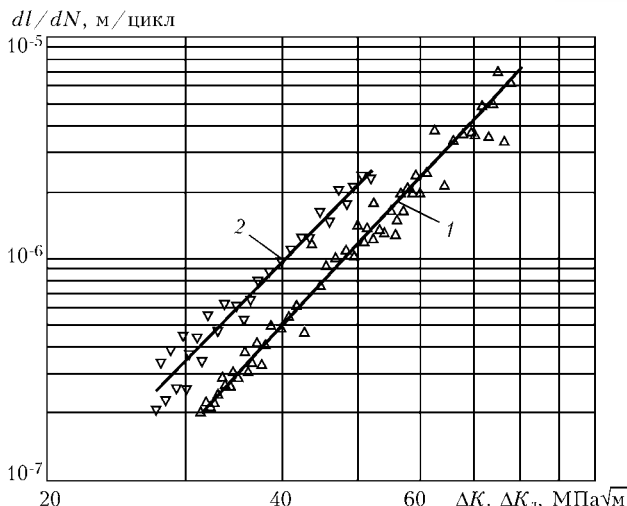


Рис. 6. Кинетические диаграммы усталостного разрушения металла шва сварных соединений высокопрочной стали при двухчастотном осевом растяжении ($f_2/f_1 = 100$, $\sigma_2/\sigma_1 = 0,2$): 1 — $R = 0$; 2 — $R = 0,5$

ночастотного нагружения [3] и изготовленных из основного металла той же стали ($\sigma_T = 1000$ МПа).

Образцы испытывали в условиях осевого двухчастотного мягкого циклического растяжения с отношением амплитуд напряжений $\sigma_{a2}/\sigma_{a1} = 0,2$ и отношением частот $f_2/f_1 = 100$ при коэффициенте асимметрии цикла $R = 0$ и 0,5. Размах коэффициента интенсивности напряжений ΔK_d определяли по изложенной выше методике с использованием выражения (7). Зависимости $dl/dN - \Delta K_d$ в условиях двухчастотного нагружения при $R = 0$ (1-2) и $R = 0,5$ (2-2) приведены на рис. 5. Для сопоставления, там нанесены также штриховые линии (1-1) и (2-1) зависимостей $dl/dN - \Delta K$, полученных ранее [3] при одночастотном нагружении на аналогичных образцах и тех же значениях коэффициента асимметрии цикла. Из рисунка видно, что кривые (1-1) и (1-2), а также (2-1) и (2-2), полученные соответственно в условиях одно- и двухчастотного нагружения при фиксированном значении коэффициента асимметрии цикла, удовлетворительно совпадают. При переходе от $R = 0$ до $R = 0,5$ скорость развития усталостных трещин в основном металле исследованной стали возрастает в 3...4 раза при обоих видах переменного нагружения.

Для оценки влияния асимметрии цикла на скорость развития усталостных трещин в металле шва сварных соединений усталостные испытания в условиях двухчастотного нагружения выполняли также при мягком режиме циклического растяжения с отношением амплитуд напряжений $\sigma_{a2}/\sigma_{a1} = 0,2$ и отношением частот $f_2/f_1 = 100$. Коэффициент асимметрии цикла принимали равным $R = 0$ и $R = 0,5$. Для иницирования усталостного разрушения сварных образцов (рис. 3) по металлу шва начальный надрез располагали в его центральной части. Кинетические диаграммы усталостного разрушения металла шва сварных соединений высокопрочной стали при отнулевом и асимметричном двухчастотном осевом растяжении предс-



тавлены на рис. 6. Эти данные показывают, что при двухчастотном нагружении повышение коэффициента асимметрии цикла от $R = 0$ до $R = 0,5$ приводит к увеличению скорости развития усталостных трещин в металле шва стыковых сварных соединений исследованной стали примерно в 2 раза.

Из сопоставления кинетических диаграмм (рис. 5, 6) видно, что при фиксированных значениях коэффициента асимметрии цикла скорости усталостного разрушения по основному металлу и металлу шва сварных соединений практически соизмеримы, характер влияния асимметрии цикла на скорость усталостного разрушения для указанных зон сварного соединения идентичен.

Выводы

1. С ростом коэффициента асимметрии цикла от $R = 0$ до $R = 0,5$ скорость развития усталостных трещин в основном металле исследованной стали повышается в 3...4 раза при одно- и двухчастотном нагружении.

2. При двухчастотном нагружении повышение коэффициента асимметрии цикла от $R = 0$ до $R = 0,5$ приводит к увеличению скорости развития усталостных трещин в металле шва стыковых сварных соединений исследованной стали примерно в 2 раза.

It is established that at bicyclic loading the increase in the coefficient of cyclic asymmetry from $R = 0$ to $R = 0.5$ leads to fatigue crack propagation rate increasing 3 to 4 times in the base metal and up to 2 times in the weld metal of butt joints on high-strength steel ($\sigma_y \approx 1000$ MPa). A calculation method is proposed, allowing determination of cyclic crack resistance of structural materials and welded joints under the conditions of bicyclic loading by fatigue fracture diagrams, corresponding to single-frequency loading with a respective coefficient of cycle asymmetry.

3. При фиксированных значениях коэффициента асимметрии цикла скорости усталостного разрушения по линии сплавления, металлу шва сварных соединений и основному металлу соизмеримы.

4. Характер влияния асимметрии цикла на скорость усталостного разрушения практически идентичный для различных зон сварного соединения и основного металла. Это позволяет с помощью предлагаемой методики определять циклическую трещиностойкость материалов и сварных соединений при двухчастотном нагружении по кинетическим диаграммам, отвечающим одночастотному нагружению с соответствующим значением коэффициента асимметрии цикла.

1. *Форман Р., Керни В., Энгл Р.* Численные исследования распространения трещин в циклически нагружаемых конструкциях // Тр. Америк. о-ва инженеров-механиков. Сер. Д. — 1967. — № 3. — С. 8–16.
2. *Зависимость скорости развития усталостных трещин от асимметрии цикла* / В. И. Труфяков, В. В. Кныш, П. П. Михеев и др. // Автомат. сварка. — 1987. — № 3. — С. 5–7.
3. *Ковальчук В. С.* Учет влияния асимметрии цикла на циклическую трещиностойкость материалов и сварных соединений // Там же. — 2003. — № 9. — С. 3–6.
4. *Труфяков В. И., Ковальчук В. С.* Определение долговечности при двухчастотном нагружении: Сообщение 2. Предлагаемая методика // Пробл. прочности. — 1982. — № 10. — С. 15–20.
5. *Троценко В. Т., Сосновский Л. А.* Сопротивление усталости металлов и сплавов: Справочник. Ч. 1. — Киев: Наук. думка, 1987. — 510 с.

Поступила в редакцию 13.02.2003



3-я Международная конференция по сварочным материалам

Разработка, технология, производство, качество



1–4 июня 2004

г. Днепропетровск

Организаторы:

Ассоциация «Электрод» предприятий СНГ
ОАО «Днепрометиз»

При поддержке:

Межгосударственного Научного совета по сварке и родственным технологиям, ИЭС им. Е. О. Патона,
Общества сварщиков Украины,
Российского научно-технического сварочного общества

Контактный тел./факс: (38044) 227 72 35



О ВКЛАДЕ СВАРКИ В ЭКОНОМИКУ США

В. Н. БЕРНАДСКИЙ, канд. техн. наук, **О. К. МАКОВЕЦКАЯ**, канд. экон. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены данные об исследовании оценки вклада сварки в экономику США. Результаты исследования позволили оценить экономические аспекты применения основных процессов неразъемного соединения, включая сварку плавлением, сварку давлением, пайку, и выявить конкретный экономический вклад сварки в отдельные отрасли промышленности, а именно, определить общие производственные затраты, связанные со сваркой, в объеме выпуска продукции конкретной отрасли.

Ключевые слова: сварка, отрасли промышленности, экономика, производственные затраты на сварку

Сварку и родственные ей технологии (резку, наплавку, пайку, напыление, склеивание и др.) по праву относят к высокоинновационным технологическим процессам современного материального производства. В завершившемся столетии сформировался мощный арсенал сварочных технологий, позволяющий выполнять неразъемное соединение практически любых конструкционных материалов (металлических, неметаллических, композиционных и органических) толщиной от микрометров до метров в обычных условиях земной атмосферы, космическом вакууме и невесомости, а также в водной среде (под водой). Современное сварочное производство — это одна из наукоемких межотраслевых составляющих мировой экономики с достаточно устойчивой динамикой развития. Для машиностроения, судостроения, энергетики, строительства и других отраслей промышленного производства сварка сегодня является базовой промышленной технологией, не имеющей альтернативных решений. Основой высокого уровня сварочного производства стали фундаментальные и прикладные исследования в области сварочной и смежных наук, мощный научно-технический потенциал и квалифицированные трудовые ресурсы, а также эффективный трансфер высоких сварочных технологий. Опыт предшествующих десятилетий показал, что независимо от колебаний мировой и национальных экономик инвестиции в сварку и родственные ей технологии, как правило, окупались и давали ожидаемые технико-экономические результаты. Более того, во многих случаях создание и применение новых прогрессивных сварочных технологий, включая оборудование и материалы, стали катализатором общего развития отдельных отраслей производства.

Специалисты-сварщики хорошо понимают роль сварки в прогрессе промышленного производства и развитии экономики в целом. Так, на основе косвенных оценок ранее уже сформировалось представление о том, что в промышленно развитых странах с применением сварочных технологий производят до половины национального валового продукта. Конкретные и достоверные данные о фак-

тическом вкладе сварки в экономику отдельных стран до последнего времени отсутствовали, что, естественно, сдерживало выработку стратегических решений и приток инвестиций в сварочное производство. Этот пробел недавно успешно восполнили американские специалисты [1, 2].

Комплексное исследование оценки вклада сварки в экономику США было инициировано и выполнено в течение 1999–2002 гг. Американским сварочным обществом (AWS), Эдисоновским институтом сварки (EWI) и исследовательской консультативной фирмой «Insight-MAS» при содействии Министерства торговли США и ряда других фирм и организаций. Исследование преследовало следующие цели [3]:

оценку понимания экономических аспектов применения основных процессов неразъемного соединения, включая сварку плавлением, сварку давлением, пайку и клеесварные соединения;

оценку конкретного экономического вклада сварки в отдельные отрасли промышленности, а именно определение общих производственных затрат, связанных со сваркой, в объеме выпуска продукции данной отрасли;

оценку уровня производительности процессов сварки в отдельных отраслях и выработку рекомендаций по ее повышению как основы дальнейшего роста эффективности сварочного производства.

В качестве объекта исследования выбран ряд ведущих отраслей промышленного производства и промышленно-гражданского строительства, которые согласно американскому промышленному классификатору NAICE представляют группу родственных предприятий, применяющих сходные сварочные технологии для производства однотипной продукции (например, автомобилей, станков, строительных конструкций и др.). Данный проект включал изучение сварочного производства в следующих отраслях: автомобилестроении; авиакосмической промышленности; производстве электронной и медицинской техники; легком и тяжелом машиностроении; промышленно-гражданском строительстве; капитальном ремонте и техническом обслуживании.

Разработку и реализацию такого масштабного проекта осуществляли специально созданные управляющие и консультативные структуры. В час-

Таблица 1. Общие затраты по отраслям, в том числе общие на сварку в 2000 г.

Отрасль промышленности	Общие затраты, млрд дол.	Общие затраты на сварку, млрд дол.	Доля затрат на сварку, %
Строительство	363,9	11,3	3,1
Тяжелое машиностроение	147,0	7,6	5,2
Легкое машиностроение	227,8	5,4	2,4
Капитальный ремонт и техническое обслуживание	1 281,1	4,4	0,3
Автомобилестроение	510,7	3,9	0,8
Электроника и медицина	436,4	1,5	0,3
Авиакосмическая промышленность	141,9	0,3	0,2
Всего	3 107,7	34,1	1,1 (средний)

тности, подготовительный комитет из семи представителей организаций-исполнителей и спонсоров проекта принял на себя формирование целей и последующий анализ соответствия им полученных результатов. Общее и методическое руководство проектом осуществляла консультативная комиссия, в состав которой вошли представители организаций-исполнителей: AWS, EWI, фирмы «Insight-MAS», университетов штатов Огайо и Луизиана (в том числе два представителя от Центра передовых технологий и управления производством Университета штата Огайо).

С целью организации сбора экономико-статистических данных и их анализа по каждой из изучаемых отраслей была сформирована группа высококвалифицированных промышленных экспертов. В нее были включены 58 специалистов сварочного производства ведущих промышленных корпораций и фирм соответствующих отраслей промышленности.

Методика проведения комплексного исследования вклада сварки в экономику США изначально была ориентирована на обеспечение необходимой полноты и достоверности данных, предоставляемых фирмами. Она предусматривала два подхода к сбору информации (по единому протоколу показателей) — «сверху-вниз» и «снизу-вверх». Сбор данных в соответствии с подходом «сверху-вниз» основан на целевом обзоре промышленных предприятий, проведенным Министерством торговли США. Была выполнена репрезентативная выборка фирм по каждой из исследуемых отраслей промышленности. Полученные анкетные данные обобщили и экстраполировали для оценки общего вклада сварки в каждую отрасль промышленности. В дальнейшем эти результаты сопоставили с результатами исследования «снизу-вверх». Инструмент сбора информации «снизу-вверх» состоял из «глубоких» интервью, проводимых непосредственно на промышленных предприятиях на основе специальных анкет. Акцент сделали на изучении статей затрат на сварку в этих отраслях и оценку вклада сварки в выпускаемую товарную продукцию. Аналогично была исследована производительность сварки.

Последующая сопоставительная оценка экономико-статистической информации, полученной с помощью двух подходов, позволила определить

общие производственные и постатейные затраты, связанные со сваркой в общем объеме выпуска продукции соответствующей отрасли. Такой метод повышал достоверность и обоснованность окончательных данных. Итоговые материалы до включения их в сводный отчет изучали и утверждали члены подготовительного и консультативного комитетов.

Общее представление об основных результатах проведенного исследования, характеризующих экономические аспекты при-

менения сварочных процессов в ведущих отраслях промышленности и строительстве США, дает табл. 1. Как видно из таблицы, общие затраты на сварку в рассматриваемых отраслях промышленности и строительстве, включающие капитальные вложения и расходы на материалы, зарплату, энергию и услуги, в 2000 г. составили 34,1 млрд дол. или 1,1 % общих затрат этих отраслей. Наибольшая доля затрат на сварку в общих затратах наблюдалась в тяжелом машиностроении (5,2 %), а наименьшая — в авиакосмической промышленности (0,2 %). Более четкое и дифференцированное представление о производственных затратах на сварку дает рассмотрение их постатейной структуры (табл. 2).

Общие производственные затраты (без капиталовложений) на сварку в 2000 г. несколько превысили 30 млрд дол., что в среднем составило 1,4 % их общих производственных затрат. Здесь, как и в табл. 1, также заметна высокая неравномерность расходов на сварку, обусловленная особенностями производственного процесса и видом конечной продукции в каждой из отраслей.

При рассмотрении структуры затрат, связанных со сваркой (табл. 2), в первую очередь обращают внимание объемы затрат по статье «Заработная плата», составляющие наибольшую долю в каждой из отраслей: от 60 (подотрасль «Капитальный ремонт и техническое обслуживание») до 80 % (подотрасль «Авиакосмическая промышленность»). В обследованных отраслях доля затрат на зарплату персонала в 2000 г. была самой большой в общих производственных затратах и в среднем составляла 73 %.

Производственные затраты по статье «Материалы» соответствуют средней стоимости закупок комплектующих деталей и узлов для сварных конструкций, основных и расходных материалов (сварочные проволоки, электроды, флюсы и газовые смеси), вспомогательных принадлежностей (одежда, маски, ручной инструмент), сварочного оборудования, приобретенного помимо статьи «Капиталовложение». В последнее время статья «Материалы» включает и затраты на рециклинг отходов сварочного производства. В табл. 2 приведены затраты на материалы для сварки в объеме 5,6 млрд дол., исключая стоимость потребленной энергии. Затраты по этой статье в значительной степени колеблются: от 12 % — в строительстве и более



Таблица 2. Структура общих производственных затрат, связанных со сваркой в 2000 г.

Отрасль промышленности	Общие производственные затраты на сварку	Статьи затрат							
		Зарплата		Материалы		Энергия		Прочие	
		млн дол.	млн дол.	%	млн дол.	%	млн дол.	%	млн дол.
Строительство	10 614,7	8 358,2	78,7	1 263,6	11,9	434,3	4,1	558,8	5,3
Тяжелое машиностроение	7 384,8	5 443,8	73,7	1 667,9	22,6	220,8	3,0	51,2	0,7
Легкое машиностроение	4 813,0	3 355,0	69,7	1 210,0	25,1	175,4	3,6	72,6	1,5
Капитальный ремонт и техническое обслуживание	3 867,0	2 306,6	59,6	721,4	18,7	127,0	3,3	712,0	18,4
Автомобилестроение	2 466,6	1 816,1	73,6	498,2	20,2	122,0	4,9	30,4	1,2
Электроника и медицина	1 269,8	904,2	71,2	254,7	20,1	47,2	3,7	63,7	5,0
Авиакосмическая промышленность	264,7	209,1	79,0	39,2	14,8	9,4	3,6	6,9	2,6
Всего	30 679,6	22 393,0	73,0 (средний)	5 655,1	18,4 (средний)	1 136,1	3,7 (средний)	1 495,6	4,9 (средний)

25 % — в легком машиностроении. Средний показатель для этих отраслей составляет 18,4 %.

Стоимость энергии, потребленной каждой из отраслей в 2000 г., приведена в табл. 2 отдельной статьей. Затраты в сварочном производстве отраслей по этой статье предусматривают оплату энергии для обеспечения работы сварочного (включая промышленные роботы) и вспомогательного оборудования, а также систем вентиляции и контроля окружающей (производственной) среды. Суммарные затраты по статье «Энергия» в 2000 г. превысили 1,1 млрд дол. Как видно из табл. 2, расходы по энергопотреблению составляют наименьшую долю в общих производственных затратах на сварку и колеблются в пределах 3...5 % (в среднем для рассмотренных отраслей — 3,7 %).

Статья «Прочие затраты», относящиеся к сварке и сварочному производству, включает затраты на оплату сторонних организаций и компаний за работы, связанные с исследованиями и разработками в области сварки, подготовкой спецификаций (технологических карт) на сварочные процессы, производственным обучением, научно-техническими консультациями и др. Затраты по этой статье наиболее значительны в сфере капитального ремонта и технического обслуживания — 712 млн дол., или 50 % общих затрат по этой статье всех от-

раслей. Общие затраты различных отраслей по данной статье составляют около 1,5 млрд дол., или 4,9 % общих производственных затрат на сварку.

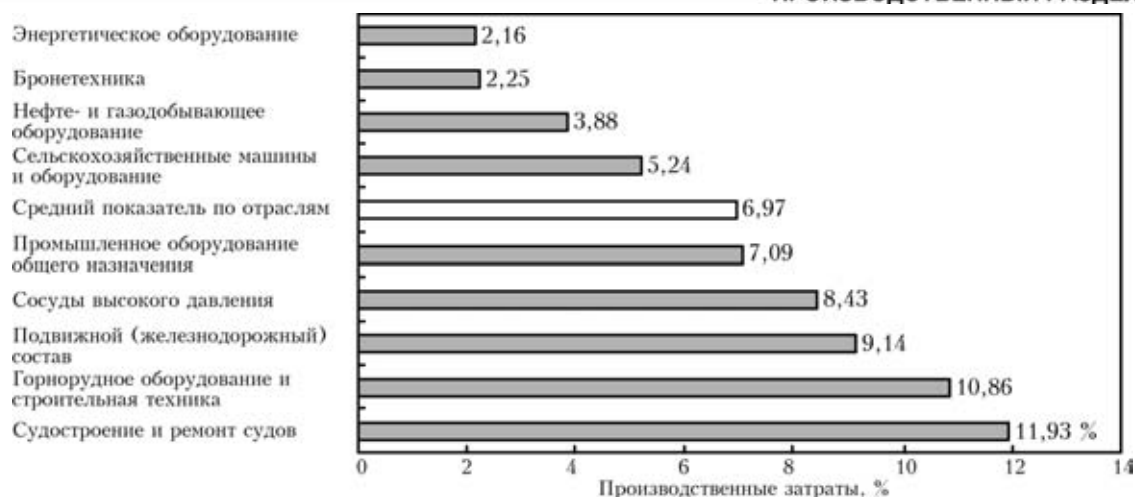
Безусловно, отдельный интерес для специалистов-сварщиков представляет анализ структуры «Прочие затраты на сварку» в американских отраслях промышленности и промышленно-гражданском строительстве. Эти данные содержатся в табл. 3 и не требуют дополнительных комментариев.

Получены несколько неожиданные данные об объемах ассигнований на исследования и разработки в отрасли сварочных технологий, а также профессиональное обучение и переподготовку рабочих и специалистов-сварщиков. Доля указанных затрат в общих производственных затратах на сварку в рассматриваемых отраслях в 2000 г. составила соответственно 0,23 и 0,17 %. В своем отчете исследователи косвенно отмечают негативные последствия такого положения, констатируя недостаточный профессионализм сварщиков, а в отдельных случаях низкие производительность и уровень автоматизации в производстве сварных конструкций.

Тяжелое машиностроение и промышленно-гражданское строительство занимают лидирующее положение в экономике США по применению сва-

Таблица 3. Структура затрат, относящихся к сварке по статье «Прочие», в 2000 г.

Отрасль промышленности	Виды затрат, млн дол.							Всего
	Консультации	Сертификация	Подготовка сертификации	Исследования и разработки	Обучение	Другие	Услуги	
Капитальный ремонт и техническое обслуживание	108,200	9,761	5,794	1,617	13,462	10,478	562,676	711,988
Строительство	84,246	37,550	15,698	5,006	17,621	1,227	397,470	558,188
Легкое машиностроение	44,579	4,464	3,848	10,317	8,530	851	0	72,589
Тяжелое машиностроение	495	—	27,618	19,339	2,140	1,583	0	63,748
Электроника и медицина	1,950	27,762	14,289	15,134	4,472	141	0	30,396
Автомобилестроение	2,179	2,329	2,926	17,516	5,415	31	0	51,175
Авиакосмическая промышленность	739	2,051	1,554	1,269	1,094	217	0	6,924
Всего	242,388	83,917	71,727	70,198	52,734	14,528	960,146	1 495,638



Доля производственных затрат на сварку в каждой из подотраслей тяжелого машиностроения США в 1999 г.

рочных технологий. В связи с этим AWS в качестве пилотного исследования провело в 1999 г. исследование и анализ экономического вклада сварки в отрасль тяжелого машиностроения [4]. Это позволило отработать методику исследования, включая процедуру анкетного опроса и комплексного анализа полученных данных, на основе которой в 2000–2002 гг. проведено исследование остальных отраслей промышленности.

К отрасли тяжелого машиностроения США относят производственные секторы или подотрасли, связанные с производством следующего вида оборудования: бронетехники, запасных агрегатов и узлов; горнорудного и строительной техники; энергетического (турбины, генераторы и др.); сельскохозяйственных машин и оборудования; промышленного общего назначения; нефте- и газодобывающего; котлов и сосудов высокого давления, теплообменников; подвижного (железнодорожного) состава; судостроения и ремонта судов.

План исследования предусматривал оценку вклада сварки в общую производительность и экономику производства для каждой из приведенных выше подотраслей.

В результате целевого изучения подотраслей установлено, что объем выпуска и продажи продукции тяжелого машиностроения в 1999 г. составил 144,7 млрд дол., что соответствует примерно 2 % всего внутреннего валового продукта (ВВП) США. О вкладе сварки в экономику отрасли в этом же году можно судить по объему производственных затрат (исключая капитальные вложения) фирм этой отрасли на сварочное производство, которые превысили 7,5 млрд дол., что составило 7 % общих производственных затрат всех подотраслей в 1999 г., равных 108,3 млрд дол. Доля этих затрат в общих производственных затратах для различных подотраслей колеблется в пределах 2... 12 %. На рисунке представлена доля производственных затрат, связанных со сваркой в каждой из изученных подотраслей тяжелого машиностроения США в 1999 г. Низкие удельные затраты на сварку в подотрасли производства бронетехники и запасных узлов к ним авторы отчета объясняют тем, что в 1999 г. в США практически не производили танки и другую бронетехнику. Это привело к резкому сокращению объемов сварочных работ.

Таблица 4. Структура общих затрат, связанных со сваркой, в тяжелом машиностроении в 1999 г.

Подотрасли тяжелого машиностроения	Общие затраты на сварку, млн дол.	Доля затрат по статьям, % *				
		Зарплата	Материалы	Энергия	Капиталовложение	Прочие
Производство горнорудного оборудования и строительной техники	2 279,860	54,3	35,4	1,2	4,5	4,7
Производство промышленного оборудования общего назначения	1 907,942	81,2	11,8	5,6	1,3	0,1
Судостроение и ремонт судов	1 071,647	69,3	27,7	1,8	1,4	0,3
Производство подвижного (железнодорожного) состава	741,441	76,9	13,0	2,6	6,7	0,7
Производство котлов и сосудов высокого давления, теплообменников	562,653	48,4	41,5	4,3	3,9	1,9
Производство энергетического оборудования	559,069	81,5	8,5	1,8	5,1	3,2
Производство сельскохозяйственных машин и оборудования	531,287	75,6	11,6	3,4	8,2	1,2
Производство нефте- и газодобывающего оборудования	175,247	82,2	8,4	1,3	8,0	0,1
Производство бронетехники, запасных агрегатов и узлов	17,754	87,0	5,1	0,3	3,5	4,2
Всего (проценты даны в среднем)	7 846,900	74,0	17,3	2,7	4,4	1,7

* В связи с округлением указанные проценты могут не составлять в сумме 100 %.



В табл. 4 приведены затраты отрасли тяжелого машиностроения на сварку по основным статьям, включая капитальные вложения. Постатейные затраты имеют значительный разброс, что зависит от характера производства отдельных подотраслей. Общим является то, что для всех подотраслей свыше 90 % общих затрат на сварку составляют затраты на заработную плату и материалы, включая энергию. С учетом актуальности проблемы энергопотребления и энергосбережения в современном промышленном производстве особый интерес представляют результаты исследования затрат на энергию. Следует отметить, что общие затраты на энергию предприятий отрасли тяжелого машиностроения в 1999 г. составили 1,1 млрд дол., или всего 1,5 % общих затрат на основные и расходные материалы (74,7 млрд дол.). Непосредственно на сварку затраты отрасли по статье «Энергия» несколько превысили 125 млн дол. (11 % общих затрат отрасли на энергопотребление).

В соответствии с методикой исследования только для отрасли тяжелого машиностроения авторами проекта были предусмотрены оценка и анализ объемов капиталовложений, связанных с применением в производстве сварочных технологий. В общую сумму капиталовложений на сварку входят затраты на приобретение оборудования и систем, применяемых в сварочных процессах, включая установки и оборудование для ручной, полуавтоматической и роботизированной сварки, сварочный инструмент и системы контроля (управления) и контроля окружающей рабочей среды. Как видно из табл. 4, распределение доли капитальных вложений на сварку в общих затратах отдельных подотраслей весьма неравномерное — от 1,3 до 8,2 %. При анализе данных большинства фирм отрасли установлена статистическая корреляция между затратами на зарплату и капиталовложениями. Иными словами, у фирм, которые систематически поддерживают высокий уровень капитальных вложений, наблюдается и высокий уровень расходов на заработную плату.

Доля «Прочих затрат» на сварку по подотрасли тяжелого машиностроения, предназначенных для оплаты широкого спектра услуг (см. табл. 4), весьма мала — от 0,1 до 4,7 %. Суммарно эти затраты, включающие в числе прочих затраты на НИОКР

и подготовку кадров, в 1999 г. составляли менее 135 млн дол. Это, безусловно, негативная тенденция, что и было отмечено авторами проекта в заключении и рекомендациях.

Результаты комплексного исследования общих и постатейных затрат на сварку в ряде ведущих отраслей США позволили разработчикам рассматриваемого проекта дать конкретную оценку экономического вклада сварки в ведущие отрасли промышленности и строительство, где она является ключевым технологическим процессом, а также оценить общий вклад сварки и родственных ей технологий в экономику США.

Семь отраслей промышленности и строительство, рассмотренные в данном исследовании, составляют основу промышленной инфраструктуры, национальной обороны и благосостояния страны. Общий объем их производства в 2000 г. достиг 3,1 трлн дол. США, что несколько более трети ВВП США (табл. 5). Как отмечено выше, общие затраты на сварку этих отраслей промышленности в 2000 г. достигли 34 млрд дол., что превышает объем национальных ВВП более трети стран мира. В пересчете на каждую американскую семью это эквивалентно сумме более 325 дол.

Из табл. 5 также следует, что весь объем производства машиностроения, горнорудной промышленности, топливно-энергетического комплекса и строительства, включая исследованные в данном проекте отрасли промышленности, в которых сварка является неотъемлемой и безальтернативной производственной технологией, в 2000 г. превысил 50 % общего объема ВВП. Если учесть, что в данном исследовании не принимали во внимание вклад в экономику страны родственных сварке технологий (газотермических резки и нанесения покрытий, контроль качества сварных соединений и др.), а также объемы производства сварных конструкций и изделий малыми фирмами частного бизнеса и сварщиками-ремесленниками, то можно констатировать, что в начале XXI в. в одной из ведущих стран мира — США с применением сварочных технологий производили около 60 % всего ВВП.

В общую программу исследования экономического вклада сварки в ведущие отрасли промышленности и строительство США в качестве самостоятельного раздела входила оценка уровня про-

Таблица 5. ВВП США и доходы отдельных промышленных отраслей в 2000 г.

Показатель	Всего, млрд дол.	Доля ВВП США, %
ВВП США	9 224,0	100
Объем производства машиностроения, строительства и горнорудной промышленности США, в которых сварка — ключевая технология	5 237,0	57
Объем производства отраслей промышленности, вошедших в исследование AWS:	3 107,8	35
автомобилестроение	510,7	6
авиакосмическая	141,9	2
электроника и медицина	435,4	5
легкое машиностроение	227,8	2
тяжелое машиностроение	147,0	2
строительство	363,9	4
капитальный ремонт и техническое обслуживание	1 281,1	14



изводительности сварки на фирмах и предприятиях. Установлено, что большинство фирм (более 40...45 %) самостоятельно вообще не оценивают и не анализируют экономические аспекты применения сварки и родственных технологий в производстве. В этих фирмах сварку рассматривают только как один из неотъемлемых элементов производственного процесса, затраты на который следует только контролировать. Делают это преимущественно с целью снижения затрат, а не повышения производительности процессов сварки и экономической эффективности ее применения.

В то же время в указанных отраслях существуют и более успешно работающие фирмы, в которых хорошо понимают экономические основы сварки. Эти фирмы используют указанный фактор для обеспечения высокой конкурентоспособности за счет повышения производительности процессов сварки и снижения общей стоимости сварной продукции.

Значительное место в исследовании заняло изучение влияния производительности сварки на повышение эффективности производства. На первом этапе Министерство торговли США путем опроса всех предприятий исследуемых отраслей установило, что фирмы в своей практике применяют более десяти различных измерителей (показателей) производительности труда при сварке и производстве сварной продукции. На основании полученных результатов отобраны восемь основных показателей производительности процессов сварки и произведена оценка объемов практического применения отдельных показателей фирмами различных отраслей и подотраслей производства. Оказалось, что 47 % всех промышленных предприятий рассматриваемых отраслей промышленности практически не проводят оценку производительности процессов сварки и родственных технологий или изготовления сварной продукции. Только 53 % предприятий используют в своей бизнес-практике один-два критерия оценки производительности труда в сварочном производстве. Более чем у половины фирм эти критерии не совпадают. Фирмы в большинстве своем выбирают критерии оценки производительности сварки исходя из собственных целей управления производством и экономических показателей. В качестве наиболее часто употребляемых измерителей производительности процессов сварки используют выработку сварных узлов и изделий за единицу рабочего времени, а также скорость сварки.

Опираясь на результаты данного раздела исследования, AWS поставило в число прерогативных задач разработку национального стандарта США по определению производительности процесса сварки и производства сварных конструкций. Контроль этого определяющего показателя даст возможность облегчить фирмам работу по повышению производительности производства, а следовательно, и по улучшению экономических показателей производства в целом. Только четкие экономические цели могут способствовать изменению ситуации и расширению применения высокопроизводительных сварочных процессов и их автоматизации — таков один из выводов.

В результате данного исследования было выявлено, что в США сварочное производство испытывает значительный дефицит квалифицированных рабочих, операторов, техников и инженеров-сварщиков. В ходе опроса более 40 % фирм было определено, что дефицит кадров и низкий уровень квалификации сварочного персонала, особенно в фирмах, ориентирующихся на ручную сварку, существенно влияет на их производительность. В ряде случаев это вынуждает фирмы отказываться от предлагаемых контрактов. Для крупных компаний, широко использующих прогрессивные технологии сварки, низкая квалификация персонала препятствует эффективному использованию высоких технологий. Представители приблизительно 30 % фирм в области автомобильной промышленности отметили, что негативная ситуация, сложившаяся с рабочими кадрами, отражается на производительности процессов сварки и качестве продукции. При этом трудность состоит не только в том, чтобы уменьшить дефицит кадров, но и удовлетворить растущие потребности в них промышленности и строительства.

Проблема дефицита кадров для сварочного производства США, по мнению Института Хобарта (Hobart Institute of Welding Technology — HIWT), усугубляется еще одним фактором — «старением» рабочей силы [5]. На начало 2000 г. средний возраст квалифицированных рабочих составлял 54 года, а это значит, что в ближайшие 10 лет фактически половина из них может уйти на пенсию. Исследования AWS и HIWT показали, что для решения данной проблемы есть два пути — повысить интерес к профессии, связанной со сваркой и родственными технологиями, а также усовершенствовать национальную систему обучения и программу повышения квалификации работающих в данной сфере. Не исключено, что сложившаяся ситуация является следствием того, что отраслям промышленного производства выделяются недостаточно средств на профессиональное обучение и подготовку сварочного персонала (см. табл. 3).

Основными спонсорами рассмотренного проекта выступали Министерство обороны США, Министерство торговли США, Министерство развития штата Огайо, корпорации «Катерпиллер», «Эмерсон», ЭСАБ, «Дженерал электрик», «ITW», «Линкольн электрик», «Пратт и Уитни», «Прейксер и Термодин». Ряд представителей этих организаций и фирм входили в подготовительный комитет, который на заключительном этапе проанализировал соответствие результатов проведенных исследований поставленным целям. Эти результаты, по мнению заинтересованных организаций, государственных структур и основных исполнителей (AWS и EWI), следует рассматривать как основу долгосрочной национальной программы, направленной на расширение применения прогрессивных технологий сварки в родственных процессах и дальнейшее повышение их вклада в рост и упрочнение экономики США. В данной программе предполагается предусмотреть следующие направления:

- развитие более глубокого понимания экономики сварки, включая разработку методик полной



оценки экономических аспектов сварки и ее влияния на рост производительности производства и добавленной стоимости;

- разработка национального стандарта по определению показателя производительности сварки;

- увеличение количества совместных проектов научных исследований и технических разработок, направленных на повышение производительности сварки, в том числе уровня автоматизации сварочных операций и объема автоматизированных процессов;

- координация работ по взаимному обмену опытом и информацией между различными отраслями промышленности и фирмами внутри этих отраслей в области применения высоких сварочных технологий и повышения их производительности;

- расширение возможности подготовки высококвалифицированных рабочих и специалистов-сварщиков; совершенствование существующих систем обучения и аттестации сварщиков, а также повышение уровня профессиональной переподготовки сварщиков всех категорий;

The paper gives information on investigation of welding contribution to US economy. Investigation results allowed evaluation of economic aspects of application of the basic processes to produce permanent joints, including fusion welding, pressure welding, brazing and revealing the specific economic contribution of welding into individual industries, namely determining total production costs related to welding, in the production output of a specific industry.

- формирование современных программ исследований (как между правительством и промышленностью, так и между отдельными отраслями промышленности), направленных на расширение применения механизированных, автоматизированных и новых прогрессивных процессов сварки.

1. *Irving B.* U.S. Navy maintains high interest in funding for welding research. Construction and maintenance welding play a page part in the Navy's plans // *Welding J.* — 1995. — № 3. — P. 41–47.
2. *Welding's* economic impact established // *Ibid.* — 2002. — № 4. — P. 6.
3. *Welding-related* expenditures, investments, and productivity measurement in U.S. manufacturing, construction, and mining industries: (Rep. AWS, EWI, Insight-MAS) / The Bureau of Export Administration U.S. Department of Commerce. — S.l., 2002. — 90 p. (<http://www.aws.org>).
4. *Economic* impact and productivity of welding. Heavy manufacturing industries report: (Rep. AWS, EWI, Insight-MAS) / The Bureau of Export Administration U.S. Department of Commerce. — S.l., 2001. — 37 p. (<http://www.aws.org>).
5. *Winter 2001* World of Welding. Problem Statement: There are simply too few welders and welding engineers to meet the current and future needs of the United States Manufacturing base / Hobart Institute of Welding Technology // <http://www.welding.org/newsletters/winter2001/problem.html>.

Поступила в редакцию 11.12.2003

НОВОСТИ НКМЗ

НКМЗ завершает реализацию крупного международного контракта

К завершению реализации крупного международного контракта приступил Новоκραматорский машиностроительный завод. С отправкой на днях в адрес Нижнесергинского метизно-металлургического завода (Россия) 65-тонного механизма подъема шагающего пода начинается отгрузка современного металлургического оборудования для модернизации мелкосортно-проволочного стана этого предприятия.

В реализацию сделки, помимо НКМЗ, обусловившего свою роль проектированием, изготовлением и поставкой оборудования нагревательной печи № 3 с шагающим подом загрузки стана (в стоимостном выражении объем заказа составляет больше половины общей цены контракта), принимают участие Московское ОАО «Институт «Стальпроект», подготовивший рабочий проект печи, и Молдавский металлургический завод (г. Рыбница), обеспечивающий разработку инжиниринга на основе данных эксплуатации аналогичной печи, а также поставку футеровки и газогорелочной аппаратуры.

В соответствии с подписанным весной прошлого года документом новоκраматорцы, при условии четкого выполнения рабочего графика другими исполнителями заказа, взяли на себя обязательство в течение года изготовить и поставить НСММЗ 600 т оборудования, ввод в строй которого совместно с оборудованием других участников контракта позволит нижнесергинским металлургам увеличить производительность стана в полтора раза.

Строительство упомянутой печи является одним из важных этапов модернизации стана и призвано обеспечить независимую двухниточную прокатку с использованием непрерывно-литой заготовки. Ввод в эксплуатацию новой печи в совокупности с существующими нагревательными печами № 1 и 2 предполагает довести производительность стана до 420 тыс. т продукции в год. К слову, НКМЗ взял на себя обязательства не только изготовить и отгрузить оборудование в названный срок, но и осуществлять авторский надзор при монтаже и пуско-наладочных работах вплоть до полного ввода печи в эксплуатацию.

Напомним, что право на выполнение контракта НКМЗ завоевал в представительном международном тендерном аукционе с участием итальянских, немецких и других зарубежных фирм, включая такие известные, как «Danieli» и LOI.

ТИТАН: СПЛАВЫ, СВАРКА, ПРИМЕНЕНИЕ

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

Показано преимущество титана и его сплавов по сравнению с существующими традиционными материалами. Описаны способы производства титана и его сплавов, применяемых в промышленности, а также способы их сварки и используемые сварочные материалы. Отмечены наиболее интересные случаи применения титана и его сплавов.

Ключевые слова: титан и его сплавы, производство, способы сварки, применение, сварные изделия и конструкции

Титан — новый металл, повторно открытый М. Г. Клапротом* в 1795 г. и названный им в честь мифологических божеств. Сегодня титан считается металлом XXI века; по распространенности в земной коре он занимает 9-е место, уступая лишь таким конструкционным металлам, как алюминий, железо и магний. Исследования свойств титана, выполненные в XX в., показали, что название, данное этому металлу, полностью оправдано его замечательными механическими свойствами и высокой коррозионной стойкостью. До титана ни один конструкционный металл не знал такой длительной истории исследований и такого бурного роста производства. Открытый в конце XVIII в., промышленным способом он получен в США только в 1948 г., в СССР — в 1954 г.

Титан и его сплавы обладают рядом преимуществ по сравнению с большинством традиционных конструкционных материалов. В первую очередь к ним следует отнести следующие [1, 2]:

высокую коррозионную стойкость во многих природных, биологических и технологических средах, в которых использование традиционных сталей и сплавов невозможно либо требует применения дополнительных методов защиты;

вероятность существенного повышения коррозионной стойкости титана путем микролегирования, в частности поверхностного, благородными элементами (палладий и рутений) и катодными присадками (никель, молибден, кобальт, ванадий, вольфрам и др.);

более высокую или равноценную удельную прочность и усталостную долговечность по сравнению с коррозионностойкими сталями и сплавами; экологическую чистоту и хорошую биологическую совместимость с живыми тканями, что позволяет успешно использовать титан и его сплавы для изготовления эндопротезов.

Однако широкое применение титана и его сплавов сдерживается из-за:

высокой стоимости металла;

более сложной, а поэтому и более дорогой, технологии изготовления полуфабрикатов и изде-

лий (в особенности сварка) по сравнению с большинством конструкционных коррозионностойких сталей и сплавов;

высокой чувствительностью к водородному охрупчиванию и газопоглощению;

сильного адгезионного схватывания трущихся поверхностей при нарушении поверхности защитной пленки.

Высокая стоимость титана в первую очередь связана со сложностью технологии его производства. Титановая губка — сырье для производства компактного металла — получается сегодня по методу Кроля или магнетермическим (иногда натриетермическим) способом [3, 4]. Полученная титановая губка прессуется вместе с легирующими элементами и оборотными материалами в расходный электрод и плавится в вакуумных дуговых печах [3, 4]. Возрастают объемы выплавки в электронно-лучевых [5, 6] и плазменных [7] печах, ограниченно применяется плавка в электрошлаковых печах [8], а также переработка губки способом порошковой металлургии [9]. Электролитический, металлотермический и другие способы получения титана находятся в стадии опытно-промышленных испытаний [10]. Важной проблемой в металлургии титана является также переработка лома и отходов металла [3].

В последнее время наблюдается снижение спроса на титан. Это связано с уменьшением его потребления в оборонной промышленности (что невозможно компенсировать объемом его использования в гражданской авиации), а также тем, что благодаря его высокой коррозионной стойкости и коррозионно-механическим свойствам произошло относительное насыщение его потребления (химическая, нефтехимическая и целлюлозно-бумажная промышленность). Поэтому в промышленно развитых странах проводится поиск новых областей применения сплавов титана, при этом учитывается необходимость решения проблем охраны окружающей среды, а также безопасной эксплуатации оборудования и транспортных средств.

Основной легирующий элемент в титановых сплавах — алюминий. Следующими по важности легирующими элементами являются ванадий и молибден, образующие с β -Ti непрерывный ряд твердых растворов. В качестве легирующих элементов промышленных сплавов нашли применение хром, марганец, железо, медь, олово, цирконий, ванадий. Для повышения стойкости титановых сплавов в активных средах применяют катодное легирование

*Мартин Генрих Клапрот (1.12.1743 (Вернигероде) — 1.01.1817 (Берлин) — известный немецкий химик и естествоиспытатель.



Таблица 1. Обозначение титановых сплавов в различных странах мира

Сплав (по ASTM B265, США)	Состав, мас. %	Международный стандарт UNS	Стандарт Германии DIN 17850	Фирма «Krupp VDM»	Другие страны
Grade 1	0,03[N]; 0,10[C]; 0,015[H]; 0,20Fe; 0,18[O]	R50250	Ti I	Titan 995	IMI115; Ti35A
Grade 2	0,03[N]; 0,10[C]; 0,015[H]; 0,30Fe; 0,25[O]	R50400	Ti II	Titan 994	IMI125; Ti50A
Grade 3	0,03[N]; 0,10[C]; 0,015[H]; 0,30Fe; 0,35[O]	R50550	Ti III	Titan 993	IMI130; Ti75A
Grade 4	0,05[N]; 0,10[C]; 0,015[H]; 0,50Fe; 0,40[O]	—	—	—	—
Grade 5	6Al-4V	R56400	—	—	—
Grade 6	5Al-2,5Sn	R54520	—	—	—
Grade 7	0,03[N]; 0,10[C]; 0,015[H]; 0,30Fe; 0,25[O]; 0,20Pd	R52400	Ti 1Pd	Titan 994Pd	IMI260; TiPd
Grade 9	3Al-2,5V	R56320	—	—	—
Grade 11	0,3[N]; 0,10[C]; 0,015[H]; 0,20Fe; 0,18[O]; 0,20Pd	R52250	Ti 11Pd	Titan 995Pd	—
Grade 12	0,3Mo-0,8Ni	—	—	—	IMI325; Ti Code 12
Grade 23	6Al-4VELI	R56401	—	—	—
Grade 25	6Al-4V-0,6Pd	—	—	—	—

небольшими добавками электроположительных металлов (рубидий, платина, рений, рутений). Используется также ограниченное легирование кремнием, бором, углеродом, кислородом [1].

По характеру взаимодействия с титаном легирующие элементы условно разделяются на три группы: α -стабилизаторы (элементы, повышающие температуру $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения титана) — алюминий, кислород, азот, углерод; β -стабилизаторы (элементы, снижающие температуру полиморфного превращения) — ванадий, молибден, ниобий, тантал, хром, марганец, железо, медь, никель, кобальт, кремний, вольфрам, и элементы, мало влияющие на температуру полиморфного превращения — олово, цирконий, гафний, галлий.

О фазовом составе титановых сплавов можно судить по условному коэффициенту β -стабилизации $K_\beta = C_\beta / C_k$, где C_β — содержание β -стабилизатора в рассматриваемом сплаве; C_k — содержание β -стабилизатора в двойном сплаве критического состава. По значениям K_β все промышленные титановые сплавы условно разделяются на α -сплавы, псевдо α -сплавы ($K_\beta \leq 0,25$), ($\alpha + \beta$)-сплавы ($K_\beta = 0,3 \dots 0,9$), переходного типа ($K_\beta = 1,0 \dots 1,4$), псевдо β -сплавы ($K_\beta = 1,4 \dots 2,4$) и β -сплавы ($K_\beta \geq 2,5$).

В табл. 1 приведены составы зарубежных титановых сплавов, выпускаемых промышленностью, по ASTM B265 [1, 2]. Эти сплавы условно разделяются на сплавы с низкой прочностью — $\sigma_b \leq 600$ МПа (например, серии BT1, марок AT2, ПТ-1М), средней прочностью (ПТ-3В, серий AT и OT4, BT20, BT5-1), а также высокопрочные — $\sigma_b > 1000$ МПа. Сплавы BT3-1, BT8, BT18, BT25, BT36 и другие относятся к жаропрочным и используются при изготовлении дисков и лопаток компрессоров, а также деталей кожуха авиационных двигателей. То же можно сказать и о зарубежных сплавах типа IMI 318, 550, 685, 829 и 834, а также сплавах Ti-6-4, Ti-6-2-4-2, Ti-2-4-2 и др.

В последние годы большое внимание уделяется разработке экономнолегированных титановых

сплавов, в состав которых входят недорогие легирующие элементы. Для титановых сплавов в этом плане перспективно железо, стабилизирующее β -фазу и являющееся одним из наиболее сильных упрочнителей титана. При содержании железа до 0,5 мас. % в отожженных сплавах каждая его десятая доля процента повышает σ_b и $\sigma_{0,2}$ на 20 МПа, а при содержании его 2...10 мас. % увеличение массовой доли железа на 1 % повышает σ_b на 45...70 МПа. При этом существенно снижаются их пластические свойства, хотя при содержании железа 2...6 мас. % они остаются на удовлетворительном уровне (по технологическим причинам в условиях производства содержание железа не должно превышать 2 %) [11–16].

Железо в титане является эвтектоидообразующим β -стабилизатором и находит применение в высоколегированных ($\alpha + \beta$)- и псевдо β -сплавах, содержащих β -изоморфные стабилизаторы (ванадий, молибден). Оно находится в них преимущественно в β -твердом растворе и дополнительно повышает их стабильность [13–16].

Механические свойства титановых сплавов зависят от характера их легирования, а также их фазового состава и структуры. Структура металла определяется режимами его горячей пластической деформации и термической обработки.

Находят применение следующие виды термической обработки титановых сплавов [1, 17–21]: отжиг полный и неполный, ступенчатый и изотермический. Изотермический отжиг включает нагрев в β -области, охлаждение до температуры ($\alpha + \beta$)-области, выдержку при этой температуре с последующим охлаждением до комнатной температуры. Вид отжига выбирается в зависимости от состава сплава и назначения полуфабриката и изделия. Продолжительность отжига зависит от сечения изделия. Для снятия внутренних напряжений, образующихся в результате обработки изделий (и сваркой в том числе), используется неполный отжиг, поскольку ($\alpha + \beta$)-сплавы титана имеют повышенную чувствительность к термической обработке. Основным режимом термической

Таблица 2. Марки и составы сварочных проволок на основе титана

США		Япония, JIS Z3331	Россия, ГОСТ 27265-87	Украина, ТУУ 05416923.041-98	Международный стандарт UNS	Химический состав проволоки, мас. %	Марка свариваемого материала
AWS A5.16-90	SAE, AMS						
ERTi-1	495	YTB28/YTW28	BT1-00Cв	BT1-00Cв	R50100	0,03C; 0,10[O]; 0,005[H]; 0,015[N]; 0,10Fe	Технически чистый титан
ERTi-2		YTB35/YTW35			R50120	0,03C; 0,10[O]; 0,008[H]; 0,020[N]; 0,20Fe	
ERTi-3		YTB45/YTW49			R50125	0,03C; 0,12[O]; 0,008[H]; 0,020[N]; 0,30Fe	
ERTi-4					R50130	0,03C; 0,20[O]; 0,008[H]; 0,020[N]; 0,2Fe	
ERTi-5	4954	YTB640			R56400	6Al; 4V; 0,005Y; 0,18[O]; 0,015[H]; 0,03[N]	Ti6Al4V
ERTi-5ELI	4956	YTB640E			R56402	6Al; 4V; 0,005Y; 0,10[O]; 0,005[H]; 0,012[N]	Ti6Al4VELI
ERTi-6		YTB525			R54522	5Al; 2,5Sn; 0,005Y; 0,18[O]; 0,015[H]; 0,05[N]	Ti5Al2,5Sn
ERTi-6ELI					R54523	5Al; 2,5Sn; 0,005Y; 0,10[O]; 0,005[H]; 0,12[N]	Ti5Al2,5SnELI
ERTi-7		YTB28Pd/YTW28Pd			R52401	0,18Pd	Ti-Pd-сплав
ERTi-9		YTAB325			R56320	3Al; 2,5V; 0,12[O]; 0,008[H]; 0,02[N]	Ti3Al2,5V
			BT6Cв	BT6Cв		4Al; 3V	BT6; BT23
			2B	2B		2Al; 1,5V	ПТ-3B; AT3; AT6
ERTi-9ELI					R56321	3Al; 2,5V; 0,10[O]; 0,005[H]; 0,012[N]	Ti3Al2,5VELI
ERTi-12					R53400	0,3Mo; 0,7Ni	Grade 12 ASTM/ASME
ERTi-15					R56210	6Al; 2Cb; 1Ta; 1Mo	Ti-6-2-1-1
			ПТ-7МCв	ПТ-7МCв		2Al; 2,5Zr	ПТ-7М
			BT20-1Cв	BT20-1Cв		2,5Al; 1V; 1,5Zr	BT20
			BT20-2Cв			4Al; 1Mo; 1V; 1,5Zr	BT20
			СП15Cв	СП15Cв		4,2Al; 2,7V; 2,7Mo; 3,5Nb; 1,5Zr	СП15; BT6; BT23
			СПТ-2			4Al; 3V; 1,5Zr	BT6; BT14; BT23,1
				СП17		3,7Al; 4Nb; 0,5Zr; 1,5Fe	Ti-Al-Nb-Fe-Zr
			OT4-1Cв			2Al; 1,5Mn	OT4-0; OT4-1
			OT4Cв			4,2Al; 1,5Mn	OT4; OT4-2
			BT2Cв			2,5Al	OT4-1; 3M; ПТ-3B; AT3; AT6

Примечание. Диаметры проволок, выпускаемых по ГОСТ 27265-87 и ТУУ 05416923.041-98, составляют от 1,4 до 7,0 мм, по ANSI/AWS A5.16-90 — от 1,6 (1/16") до 4,8 мм (3/16").

обработки, применяемой для этих сплавов, является изотермический отжиг, при котором получается стабильная двухфазная ($\alpha + \beta$)-структура, обеспечивающая $\sigma_b \geq 1000$ МПа, высокую пластичность и термическую стабильность в течение всего срока эксплуатации. Наиболее эффективна для этих сплавов упрочняющая термическая обработка, включающая закалку и старение.

Высокотемпературные и длительные нагревы осуществляют в вакууме, защитных газах, а также с использованием специальных защитных покрытий.

Предел прочности титана значительно увеличивается при деформации. В случае 80%-го обжатия технический титан упрочняется в 3 раза, для титановых сплавов упрочнение может быть двукратным.

Легирование металла шва влияет на снижение чувствительности сварных соединений к охрупчи-

ванию вредными примесями-газами, в частности к водородному охрупчиванию. Легирующие элементы в разной степени повышают прочность металла швов. Увеличение содержания легирующих элементов приводит к возрастанию твердости и снижению относительного удлинения металла шва. В то же время относительное сужение его увеличивается (при добавках до 2...3 % легирующих элементов), а затем уменьшается. Подобным образом изменяются и ударная вязкость. Комплексное легирование металла шва позволяет достичь более однородного распределения атомов легирующих элементов и равномерного искажения кристаллической решетки титана. По степени улучшения механических свойств сварных соединений титановых сплавов при легировании β -стабилизирующими элементами последние располагаются следующим образом: Cr, Fe, Cr+Fe, Mn, V+Fe, Mo,

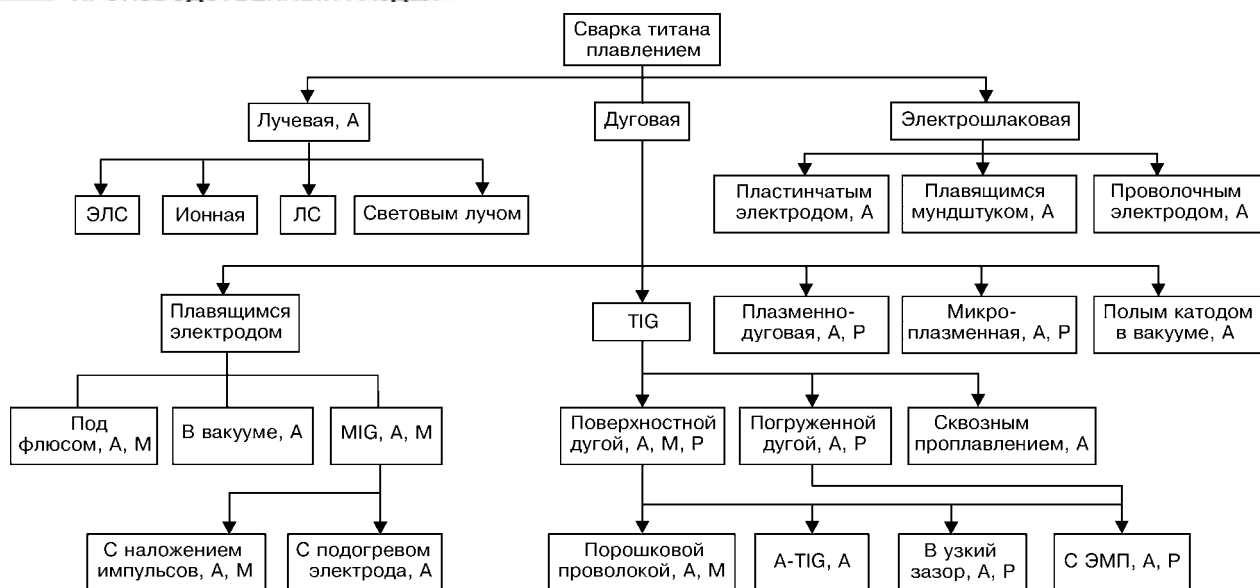


Рис. 1. Способы сварки титана плавлением, применяемые в промышленности: А — автоматическая сварка; М — механизированная; Р — ручная; ЭМП — сварка с электромагнитным перемешиванием; остальные обозначения см. в тексте

Mo+Fe, Mo+V, Mo+Cr, Mo+V+Cr+Fe. При сварке титановых сплавов для получения оптимальных свойств сварных соединений часто необходимо, чтобы химический состав металла шва отличался от свариваемого металла [19, 21].

Для сварки титановых сплавов различных классов разработаны и выпускаются промышленностью сварочные титановые проволоки различного состава (табл. 2). Проволоки поставляют в травленном и дегазированном состоянии.

Для сварки титановых сплавов в основном применяются почти все созданные для сварки сталей и цветных металлов способы (рис. 1–3) [18–28]. Качество сварных соединений, выполненных на титане, во многом определяется термомеханическим циклом сварки, отличающимся от такого же при сварке сталей. При сварке титана потери энергии меньше, а продолжительность нахождения металла ЗТВ в области высоких температур в 2–3 раза больше. Чувствительность к термическому циклу сварки связана с протеканием $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения, быстрым ростом зерна высокотемпературной β -фазы при нагреве выше температуры полиморфного превращения, перегревом и образованием хрупких фаз при охлаждении и старении.

Высокая химическая активность титана по отношению к газам, находящимся в атмосфере ($[O]$, $[N]$, $[H]$), приводит к заметному насыщению ими металла сварного соединения. Это вызывает его охрупчивание и снижение механических свойств (пластичности, длительной прочности, коррозионных разрушений). Заметное насыщение металла в

процессе сварки происходит уже при $T \geq 350^\circ\text{C}$. Поэтому зону сварки, ограниченную изотермой 350°C , необходимо тщательно защищать от взаимодействия с воздухом. Для защиты используются чистые аргон и гелий (ГОСТ 10157–79 и EN439) или их смесь, а также специальные бескислородные флюсы. Сварка в вакууме также исключает возможность взаимодействия титана с газами. При сварке давлением допускается отсутствие дополнительной защиты.

Обязательным условием получения качественных соединений является регулирование механических свойств и структуры металла швов и ЗТВ путем выбора рациональной технологии и режимов сварки, обеспечивающих ее выполнение при минимальной погонной энергии. Качество сварных соединений во многом определяется технологией подготовки кромок под сварку.

При выборе способов сварки титановых сплавов исходят из необходимости обеспечения защиты зоны сварки и остывающих участков соединения от взаимодействия с газами атмосферы, а также учета особенностей соединения металла малых, средних и больших толщин [18–24].

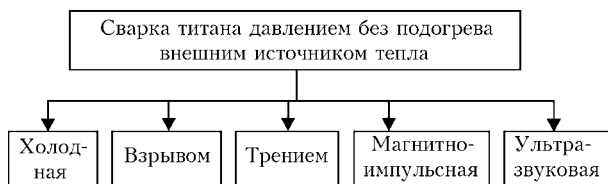


Рис. 2. Способы сварки титана давлением без подогрева внешним источником тепла

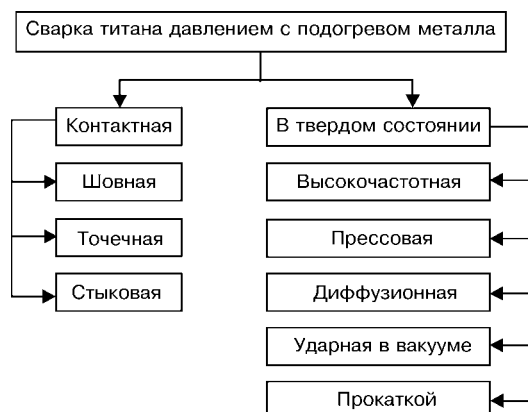


Рис. 3. Способы сварки титана давлением с подогревом металла

Наиболее распространенным и универсальным способом сварки плавлением сплавов титана является дуговая сварка в инертных газах (аргон и гелий) неплавящимся электродом (TIG), которая позволяет получить соединения на металле в широком диапазоне толщин с высокими показателями механических свойств. Сварка может выполняться на воздухе со струйной защитой, а также в камерах с контролируемой инертной атмосферой. Для защиты зоны перегрева остывающих участков соединения при сварке трубчатых конструкций и кольцевых поворотных и неповоротных стыков применяются накидные камеры малых размеров. Для сварки TIG в качестве неплавящихся электродов используют вольфрамовые электроды марок ЭВЛ ($W-La_2O_3$), ЭВИ ($W-Y_2O_3$) по ГОСТ 24949-80 и EWTh($W-ThO_2$) по ANSI/AWS A5.12-92 [18, 19, 21, 24].

При плазменной сварке листов толщиной $\delta \geq 10$ мм и микроплазменной сварке листов с $\delta \leq 1,5$ мм используются те же способы защиты, что и при сварке TIG. Все большее применение в различных отраслях промышленности для соединения титановых сплавов находят лучевые способы сварки. Среди них наиболее широкое распространение получила электронно-лучевая сварка (ЭЛС) в вакууме. Лазерная сварка (ЛС) титановых сплавов осуществляется на воздухе в аргоне и гелии, благодаря чему может применяться для соединения элементов крупногабаритных конструкций.

Способы сварки титановых сплавов плавящимся электродом в среде инертных газов (MIG) и под бескислородными флюсами являются высокопроизводительными процессами, обеспечивающими необходимые свойства сварных соединений и отсутствие в них пор, трещин и несплавлений. Электрошлаковой сваркой (ЭШС) выполняют соединение изделий большой толщины.

Среди способов сварки титана давлением без подогрева металла внешним источником тепла (рис. 2) популярна сварка взрывом, которая применяется для соединения высокопрочных сплавов, а также разнородных металлов. Из способов сварки титана давлением с подогревом металла (рис. 3) наиболее распространена контактная сварка.

Крупнейшей в мире сварной конструкцией из титановых сплавов является малозумный тяжелый ракетный крейсер стратегического назначения (ТРКСН) проекта 941 (шифр «Акула», по классификации НАТО — «Typhoon»). Всего было построено шесть (одна дивизия) кораблей проекта 941, один из которых представлен на рис. 4. Первый из них был спущен на воду в сентябре 1979 г., а последний в июле 1988 г. Это самые крупные подводные корабли мира.

Впечатляющими являются характеристики ТРКСН проекта 941: длина — 172,8 м; ширина — 23,3 м; нормальное водоизмещение — 28500 м³; предельная глубина погружения — 500 м; рабочая — 380 м; скорость надводная — 13 уз.; подводная — 27 уз.

Конструкция ТРКСН проекта 941 выполнена по типу «катамарана»: два отдельных прочных

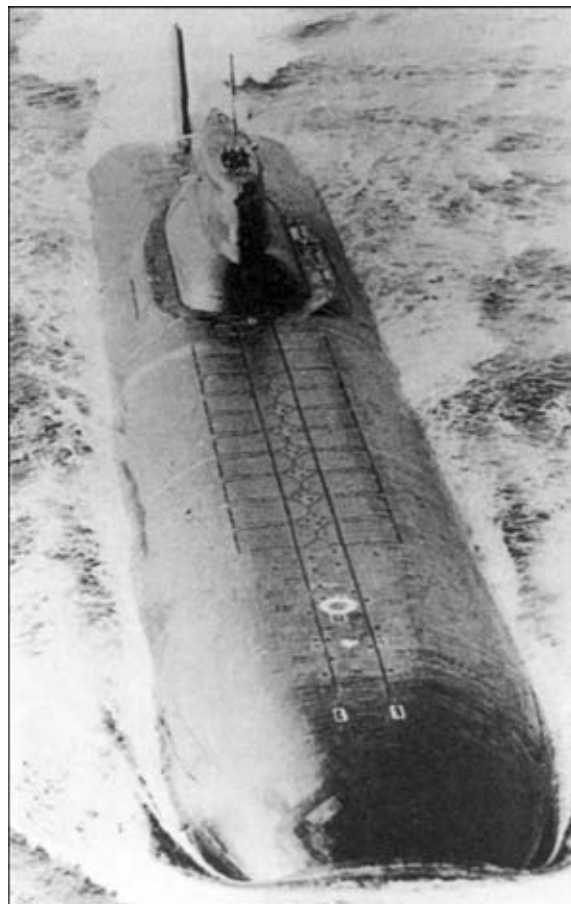


Рис. 4. Тяжелый ракетный крейсер стратегического назначения (СССР)

корпуса (диаметр каждого — 7,2 м) расположены параллельно друг другу в горизонтальной плоскости. Кроме того, имеются две отдельные герметичные капсулы — торпедный отсек и установленный между главными корпусами в диаметральной плоскости модуль управления. В нем находится центральный пост и размещенный за ним отсек радиотехнического вооружения. Ракетный отсек расположен между прочными корпусами в передней части корабля. Оба корпуса и капсулы отсека соединены между собой переходами. Всего водонепроницаемых отсеков 19. Прочные корпуса, центральный пост и торпедный отсек выполнены из титанового сплава, а легкий корпус — из стали [29]. Основная трудность при изготовлении конструкции таких габаритов заключалась в разработке технологии сварки длинномерных швов металла больших толщин, обеспечивающей надежную защиту шва и остывающих в процессе производства участков для получения необходимых свойств сварных соединений.

Использование титана для изготовления корпуса лодки позволяет уменьшить массу корпуса, увеличить глубину погружения, уменьшить магнитное поле, что увеличивает ее главное тактическое свойство — скрытность. Кроме того, сокращаются затраты на содержание наружной и внутренней части корпуса. Стоимость таких подводных лодок значительно выше, чем со стальным корпусом. Поэтому они в дальнейшем будут выпускаться в единичных образцах и предназначаться



Рис. 5. Двухместный разведывательный самолет SR-71A «Blackbird» фирмы «Lockheed» (США)

лишь для решения специальных задач.

В качестве корпусного материала титановые сплавы ПТ-3 и ПТ-3В использовали также при строительстве атомных подводных лодок:

проект 685 — «Плавник» (по классификации НАТО — «Mike»), К-278 «Комсомолец»: рабочая глубина погружения — 1000 м, предельная — 1250 м; полная скорость подводного хода 30,6 уз.; нормальное водоизмещение — 5680 м³;

проекты 705 и 705К — «Лира» (по классификации НАТО — «Alfa»): рабочая глубина погружения — 350 м; предельная — 400 м; полная скорость подводного хода — 41 уз.; нормальное водоизмещение — 2300 м³ (построено 6 шт.);

проект 661 — «Анчар» (по классификации НАТО — «Papa»): предельная глубина погружения — 400 м; полная скорость подводного хода — 44,7 уз. (такая скорость и до настоящего времени является абсолютным мировым рекордом для подводных лодок); нормальное водоизмещение — 5197 м³ (построен один атомоход);

проект 10831 — атомная глубоководная станция первого ранга АС-12 — исследовательская подводная лодка, лишенная вооружения (по классификации НАТО — «Norsus-5»): корпус выполнен из титанового сплава и рассчитан на глубину погружения более 1000 м; нормальное водоизмещение — 1600 м³; полная скорость подводного хода — 30 уз. (спущена на воду в августе 1995 г.).

Прочные корпуса указанных подводных лодок представляют собой полностью сварные пространственные конструкции из титановых сплавов большой толщины. Послесварочная термическая обработка (остаточные сварочные напряжения дости-



Рис. 6. Прототип бомбардировщика Сухой СуТ-100 (СССР)

гают 40 % $\sigma_{0,2}$) таких конструкций невозможна из-за больших габаритов и массы. Замедленное разрушение и коррозионное растрескивание на корпусах не наблюдались благодаря рациональному конструированию и правильному выбору технологии сварки, а также высоким показателями пластичности корпусных материалов и культуре производства.

На рис. 5 приведен внешний вид самолета SR-71A, планер которого изготовлен на 95 % из титановых сплавов. Его летно-технические данные следующие: размах крыла — 16,95 м; длина — 32,74 м; высота — 5,64 м; взлетная масса номинальная — 63505 кг, максимальная 77110 кг; максимальное число Маха — 3,0; максимальная скорость на высоте 24000 м — 3220 км/ч; практический потолок — 24400 м; радиус действия — 1930 км; продолжительность полета — 15 ч. Применение титана обусловлено высоким аэродинамическим нагревом самолета при длительных полетах на большой скорости. Изготовлено 24 самолета. На рис. 6 приведен внешний вид самолета Сухой СуТ-100, планер которого изготовлен более чем на 90 % из титановых сплавов. Максимальное число Маха составляет 2,8. В разработке технологии сварки принимали участие сотрудники ИЭС им. Е. О. Патона [30].

Одна из фирм США изготовила крупнейший в мире реактор из титанового сплава для химической промышленности. Верхнее днище реактора выполнено из технически чистого титана марки Grade 2 (см. табл. 1), а центральная часть — из сплава Grade 3. Применение титана для изготовления корпуса реактора взамен стали, плакированной титаном, позволило уменьшить толщину стенок, сократить объем работ на всех этапах производства почти в 2 раза, снизить массу изделий и сократить издержки по обслуживанию за время их эксплуатации. В результате был создан аппарат более экономичный по сравнению с изготовленным из стали. Длина корпуса аппарата — 46 м, диаметр — 3 м, объем — 1080 м³, общая масса — 156500 кг (в том числе собственно корпуса — 110000 кг, внутренних устройств — 46500 кг).

Крупнейшим аппаратом из титанового сплава АТЗ в отечественной практике был гидролизный аппарат вместимостью 160 м³, представлявший собой сварной сосуд с верхним эллиптическим и нижним коническим днищами. Корпус аппарата диаметром 3,8 м и высотой 17,07 м выполнен из



Рис. 7. Общий вид (а) и фрагмент (б) памятника первому космонавту Земли Ю. А. Гагарину



Рис. 8. Главная спортивная арена с покрытием из титана в парке г. Оита

листов сплава АТЗ толщиной 26 мм, внутренние устройства — из листов толщиной 3; 6 и 12 мм. При изготовлении аппарата использовали различные способы сварки неплавящимся электродом в инертных газах.

Благодаря уникальным свойствам и высокой коррозионной стойкости в атмосферных условиях титан нашел применение в монументальной скульптуре. Так, в Москве установлены две скульптуры из титана: монумент покорителям космоса, открытый 18 августа 1964 г. в честь запуска первого искусственного спутника земли, облицован полированными листами из технического титана ВТ1-0 и памятник первому космонавту Земли Ю. А. Гагарину, открытый 4 июля 1980 г. на Калужской площади, выполнен из монолитного титана (скульптор П. Бондаренко, архитекторы Я. Белопольский и Ф. Гажевский) (рис. 7).

Титан также широко используется в архитектуре несмотря на то, что его стоимость значительно выше, нержавеющей стали. Он применяется для внутренних декоративных работ в тех случаях, когда его мягкий серый цвет предпочтительнее яркого серого цвета нержавеющей стали. Благодаря своей высокой удельной прочности, высокому сопротивлению коррозии и незначительным расходам на обслуживание титан используется и для внеш-

них работ. Это экономически оправдано, поскольку он имеет длительный срок эксплуатации и мало подвержен влиянию окружающей среды [31, 32]. Так, здание Научного центра, открытого в 2000 г. в Глазго (Англия), имеет кровлю площадью 6000 м², выполненную из титановых листов толщиной 0,3 мм. В Оита (Япония) титан использован для покрытия главной спортивной арены в парке (1999 г.) (рис. 8). Его расход для сооружения крыши в Японии составил 1300 т.

Благодаря своим уникальным свойствам титан находит применение в автомобилестроении, при строительстве судов малого каботажного, мачт и корпусов яхт, а также при производстве товаров народного потребления [31]. Используется для изготовления теплообменной аппаратуры АЭС, подводных крыльев, гребных винтов, напряженных элементов донной части морских платформ, буровых труб и др.

Низкая биологическая активность по отношению к плазме крови делает его перспективным для изготовления медицинского и бытового оборудования. Малый вес, неаллергенные свойства и высокое сопротивление коррозии при контакте с химическими веществами открыли его как материал для медицинских имплантатов и инвалидных колясок [32].

Расширяется область применения титана, в особенности его высококоррозионностойких легированных сплавов, также в химической и нефтехимической промышленности [33].

1. Горынин И. В., Чечулин Б. Б. Титан в машиностроении. — М.: Машиностроение, 1990. — 400 с.
2. *Materials properties handbook. Titanium alloys.* — S. I.: ASM International (The Materials Information Society), 1994. — 1176 p.
3. *Titanium* / В. А. Гармата, А. Н. Петрунько, Н. В. Галицкий и др. — М.: Металлургия, 1983. — 559 с.
4. *Technology trend of titanium sponge and ingot production* / S. Kasamura, E. Fukasawa, S. Ampo et al. // Nippon Steel



- Technical Report № 85. — 2002. — № 1. — P. 31–35.
5. *Электронно-лучевая плавка* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 265 с.
 6. *Развитие технологии электронно-лучевой плавки титана* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, В. Н. Замков и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. — № 2. — С. 35–40.
 7. *Жадкевич М. Л., Лухобаба А. В.* Выбор режимов плазменно-дугового рафинирующего переплава титановых заготовок // Там же. — 1998. — № 2. — С. 26–30.
 8. *ESR for titanium: yesterday, today, tomorrow* / В. Е. Патон, В. I. Medovar, M. G. Benz et al. // Proc. of 9th World titanium conf., St. Petersburg, June 7–11, 1999. — St. Petersburg, 1999. — P. 1385–1398.
 9. *Development of low cost powder metallurgy process of titanium alloy products* / H. Fujii, K. Fujisawa, K. Takahashi et al. // Nippon Steel Technical Report № 85. — 2002. — № 1. — P. 77–81.
 10. *Резниченко В. А., Гончаренко Т. В., Резниченко Е. А.* Металлотермическое получение титана // Технология металлов. — 2002. — № 11. — С. 2–7.
 11. *А. с. 188278 СССР, МПК В 23 К 36/01.* Электродная проволока для сварки титановых сплавов / В. Е. Блащук, С. М. Гуревич, Ф. Р. Куликов и др. — Оpubл. 20.10.66; Бюл. № 21.
 12. *А. с. 203449 СССР, МПК В 23 К 36/01.* Электродная проволока для сварки титановых сплавов / В. Е. Блащук, С. М. Гуревич, Н. А. Кушнirenко. — Оpubл. 28.11.67; Бюл. № 20.
 13. *Колачев Б. А., Рынденков Д. В.* Титановые сплавы, легированные железом // Обработка легких и специальных сплавов. — М.: ВИЛС, 1996. — С. 134–148.
 14. *Исследования экономнолегированных титановых сплавов* / В. Л. Радионов, Т. В. Ишункина, В. Н. Моисеев и др. // Технология легких сплавов. — 1997. — № 1. — С. 59–61.
 15. *Свариваемые сплавы системы Ti–Al–Fe–Nb–Zr* / В. Н. Замков, В. Ф. Топольский, И. К. Петриченко и др. // Автомат. сварка. — 1998. — № 3. — С. 23–27.
 16. *Fujii H., Takahashi K.* Development of high performance Ti–Fe–Al alloy series // Nippon Steel Technical Report № 85. — 2002. — № 1. — P. 113–117.
 17. *Штамповка, сварка, пайка и термообработка титана и его сплавов в авиастроении* / Под ред. А. Г. Братухина. — М.: Машиностроение, 1997. — 600 с.
 18. *Изготовление и эксплуатации оборудования из титана* / Г. М. Шеленков, В. Е. Блащук, Р. К. Мелехов и др. — Киев.: Техніка, 1984. — 120 с.
 19. *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов* / С. М. Гуревич, В. Н. Замков, В. Е. Блащук и др. — Киев: Наук. думка, 1986. — 240 с.
 20. *Электронно-лучевая сварка* / О. К. Назаренко, А. А. Кайдалов, С. Н. Ковбасенко и др. / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.
 21. *Гуревич С. М.* Справочник по сварке цветных металлов. — Киев: Наук. думка, 1990. — 512 с.
 22. *Zamkov V. N., Prilutskii V. P., Shevelev A. D.* Metallurgy and technology of welding titanium alloys. — Amsterdam, 1992. — Vol. 2., Pt. 1. — 39 p. — (Sov. Tech. Rev. C. Weld and Surf.).
 23. *Плазменная сварка титановых сплавов* / В. Е. Блащук, Л. М. Оноприенко, Г. М. Шемленков и др. // Автомат. сварка. — 1993. — № 3. — С. 31–33.
 24. *American Welding Society. Welding handbook.* — Vol. 4. — Miami: American Welding Society, 1998. — 621 p.
 25. *Неровный В. М.* Дуговая сварка в вакууме титановых сплавов // Технология машиностроения. — 2001. — № 2. — С. 27–30.
 26. *Nd: YAG laser welding of pure titanium to stainless steel* / H. H. Hitoshi, F. Kenichi, O. Konsaku et al. // Quarterly J. of the Japan Welding Society. — 2002. — 19, № 4. — P. 716–726.
 27. *Диффузионная сварка титана и его сплавов* / А. В. Бондарь, В. В. Пешков, Л. С. Киреев, В. В. Шурупов. — Воронеж: Изд-во Воронеж. гос. ун-та, 1998. — 256 с.
 28. *Mechanical properties of friction welds in high strength titanium alloys* / A. Wisbey, H. Wallis, H. S. Ubhi et al. // Proc. of 9th World titanium conf., St. Petersburg, June 7–11, 1999. — St. Petersburg, 1999. — P. 1718–1725.
 29. *Ильин В. Е., Колесников А. И.* Подводные лодки России: Иллюстрир. справ. — М.: ООО «Изд-во Астрель»; ООО «Изд-во АСТ», 2002. — 286 с.
 30. *Foszination Flugzeuge.* — London: Aerospace publ., Ltd., 1992. — 368 p.
 31. *Gorin V. V.* Titanium in the art of the XXI century // Proc. of 9th World titanium conf., St. Petersburg, June 7–11, 1999. — St. Petersburg, 1999. — P. 1268–1274.
 32. *Application of titanium to construction, civil engineering and ocean development* / K. Kimura, K. Kinoshita, K. Tokuno et al. // Nippon Steel Technical Report № 85. — 2002. — № 1. — P. 6–10.
 33. *Blashchuk V. E.* Corrosion of titanium alloy welded joints. — 1996. — Vol. 6, Pt. 3. — 130 p. — (Welding and Surfacing Rev.).

Advantages of titanium and its alloys compared to the currently available traditional materials are demonstrated. Processes of producing titanium and its alloys used in industry are described, as well as their welding processes and applied welding consumables. The most promising and significant cases of application of titanium and its alloys are described.

Поступила в редакцию 19.06.2003,
в окончательном варианте 22.09.2003

НОВОСТИ НКМЗ

НКМЗ завершает реализацию крупного энергетического проекта

Новокраматорский машиностроительный завод завершает выполнение своих обязательств по участию в реализации крупного международного энергетического проекта. Они были определены контрактом, заключенным весной прошлого года с немецкой фирмой «Нордекс», который предусматривает изготовление уникальных роторных валов для тринадцати ветровых электростанций северной Европы.

К десяти уже отгруженным роторным валам претензий у заказчика не было. Три последних находятся в стадии изготовления и будут поставлены уже в первом квартале текущего года. В реализации проекта, помимо немецкой фирмы и НКМЗ, участвуют также известные компании Норвегии и Дании.

Самый северный парк энергии ветра в мире создается на северном побережье Норвегии, южнее мыса Нордкап и является наилучшим местом образования ветра в Европе. При средней скорости ветра более 9 м/с, парк энергии ветра (имеются в виду ветроэнергетические установки) общей мощностью 40 МВт сможет вырабатывать до 120 ГВт·ч электроэнергии ежегодно.

РАЗРАБОТКИ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА В ОБЛАСТИ ПОДВОДНОЙ СВАРКИ И РЕЗКИ

В. Я. КОНОНЕНКО, канд. техн. наук (ГВП «Экотехнология», г. Киев)

Представлены обобщающие материалы о ряде конструкторских разработок в области подводной сварки и резки, выполненных в ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины с 1966 г. Сделана попытка оценить их с позиции пользователя.

*Светлой памяти А. Е. Асниса
и И. М. Савича посвящается*

Ключевые слова: мокрая сварка, порошковые проволоки, полуавтомат, покрытый электрод, электрокислородная резка, дуговая резка, плазменная резка

В бывшем СССР исследованиями и разработкой электродных материалов, технологий и оборудования для подводной сварки и резки занимались различные организации, связанные прямо или косвенно с выполнением аварийно-спасательных и подводно-технических работ. В конце 1960-х — начале 1970-х гг. на снабжении Поисково-спасательной службы (ПСС) ВМФ СССР находился ряд электродных материалов и оборудования для проведения подводно-технических работ, позволявших решать определенные задачи, которые связаны с оказанием помощи кораблям и судам, получившим боевые и навигационные повреждения [1–4]. К ним можно отнести:

- покрытые электроды марки ЭПС-52 для ручной дуговой сварки малоуглеродистых и низколегированных сталей (выпускались серийно от 2 до 10 т/год на 28 Военном заводе);

- покрытые электроды марки ЭПС-А для ручной дуговой сварки корпусных сталей типа АК. Обеспечивали аустенитную структуру металла шва (выпускались мелкосерийно на 28 Военном заводе);

- покрытые трубчатые электроды марки ЭПР-1 для электрокислородной резки малоуглеродистых и низколегированных сталей (выпускались серийно от 5 до 20 т/год на 28 Военном заводе);

- держатели для сварки и резки под водой покрытыми электродами марки ЭПС-2 и держатели для электрокислородной резки под водой марки ЭКД-4-60 (выпускались серийно на 28 Военном заводе);

- автономные источники питания дуги с падающей внешней вольт-амперной характеристикой и повышенным напряжением холостого хода марки ПАС-400-VI для сварки и резки под водой покрытыми и трубчатыми электродами, а также палубный источник питания АСУМ-400 с падающей и жесткой внешними вольт-амперными характеристиками;

- полуавтомат ППСР 300-2 для мокрой механизированной сварки и резки под водой проволокой сплошного сечения (прошел государственные испытания и принят для использования ПСС ВМФ, всего выпущено 3 полуавтомата).

Всем перечисленным выше оборудованием, за исключением полуавтоматов ППСР 300-2, были укомплектованы водолазные боты и спасательные суда. Электродные материалы, хотя и обеспечивали низкую производительность и недостаточный уровень прочности и пластичности сварных соединений, на тот момент позволяли решать текущие проблемы ПСС ВМФ.

В 1966 г. руководством ВМФ СССР было принято решение о передаче части тематики, связанной с разработкой новых технологий, электродных материалов и оборудования для выполнения механизированной сварки и резки на различных глубинах, в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. Группу сотрудников возглавил И. М. Савич. Научное руководство темы осуществлял профессор А. Е. Аснис.

В 1967 г. группой сотрудников под руководством И. М. Савича была разработана самозащитная порошковая проволока ППС-АН1 [5]. Исследования, предшествующие разработке, проводили в следующей последовательности:

- выполняли процесс сварки проволоками сплошного сечения с различной системой легирования. Сварку проводили как с защитой зоны горения дуги газом, так и без нее. Положительных результатов достигнуто не было;

- оценивали возможность защиты реакционной зоны с использованием флюсов, разработанных для сварки на воздухе. Были получены обнадеживающие результаты.

Известно, что применение флюсов при сварке связано с целым рядом проблем. В первую очередь — выполнение швов в положениях, отличных от нижнего, когда затруднительно защитить флюсом реакционную зону, тем более в условиях сварки под водой, при наличии волнового воздействия и течений.

Идея о применении самозащитной порошковой проволоки для сварки под водой принадлежит академику Б. Е. Патону. Однако использование самозащитных порошковых проволок, разработанных



ных в тот период для сварки на воздухе, в подводных условиях положительных результатов не дало.

Проведенные в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторные исследования позволили разработать оригинальный состав шихты порошковой проволоки и технологию ее изготовления, обеспечившую герметичность замка. Это дало возможность разместить порошковую проволоку в погружном узле полуавтомата, заполненного водой, что упростило его конструкцию. Отпала необходимость в подаче газа в погружной узел. Проволока рутит-руднокислого вида, получившая название ППС-АН1, обеспечивала сварку в пресной воде на глубине до 20 м ряда малоуглеродистых и низколегированных сталей [6, 7]. Технология мокрой механизированной сварки под водой самозащитными порошковыми проволоками на момент своей разработки была уникальна и не имела аналогов в мире.

Для реализации технологического процесса ОКТБ ИЭС разработало целый ряд полуавтоматов, установок для орбитальной сварки стыковых соединений, автоматической приварки грузоподъемных проушин, погружных источников питания дуги и других уникальных изделий. Краткое описание части разработанного оборудования приведено в таблице. На рис. 1–5 впервые представлены основные образцы оборудования, выпущенные единично и серийно на Опытном заводе сварочного оборудования (ОЗСО) ИЭС.

Конструкторские разработки усложнялись по мере получения опыта эксплуатации отдельных образцов полуавтоматов. Большая часть проектов разработана конструкторами ОКТБ ИЭС под руководством В. Е. Патона. Основные усилия конструкторов при разработке полуавтоматов были направлены на снижение массы погружного узла и повышение надежности работы электрической схемы. Первым полуавтоматом для подводной механизированной сварки, который прошел государственные испытания и был принят на снабжение ПСС ВМФ, является полуавтомат А1450 («Нептун 4»). Масса погружного узла под водой с запасом порошковой проволоки в этом проекте достигала 46 кг. В последних проектах (ПШ141, ПШ146) массу погружного узла с запасом порошковой проволоки под водой удалось снизить до 7 кг, а электрическая схема обеспечивала равномерную подачу электродной проволоки в зону горения дуги независимо от нагрузки, при длине кабеля цепи управления 675 м. Полуавтомат ПШ141 также прошел государственные испытания и в 1991 г. был принят на снабжение ПСС ВМФ.

Как отмечалось выше, важная роль в процессе мокрой механизированной сварки под водой отводится порошковой проволоке. От того, как осуществляется защита реакционной зоны, какова система легирования металла шва, зависят основные показатели прочностных и пластических свойств соединений. Работы по усовершенствованию состава порошковой проволоки ППС-АН1 для получения более высоких механических свойств соединений проводились с 1974 г. В результате раз-

работано семейство порошковых проволок, обеспечивавших получение равнопрочных соединений ряда корпусных и трубных сталей на различных глубинах. Порошковая проволока ППС-АН5 выпускалась серийно в условиях Экспериментального производства (ЭП) ИЭС.

Группой сотрудников под руководством А. А. Игнатушенко созданы макетные образцы порошковых проволок на никелевой основе, обеспечивавшие получение стабильно аустенитной структуры металла шва [8]. Этими проволоками в имитационных условиях глубоководной камеры мокрым способом получены соединения сталей на глубинах до 1200 м, а в натуральных — заварен неповоротный трубный образец, выдержавший испытательное давление более 20 МПа.

Кроме работ по разработке технологий и оборудования для мокрой механизированной сварки, сотрудники ИЭС занимались обучением этому технологическому процессу гражданских и военных специалистов. Обучение проводили как с выездом на объекты, подлежащие ремонту, так и в условиях лаборатории подводной сварки ИЭС.

Мокрая механизированная сварка самозащитными порошковыми проволоками была адаптирована к технологиям проведения подводно-технических работ в бывшем СССР, так как позволяла выполнять ремонтные работы в условиях, когда невозможно использовать глубоководные водолазные суда. С помощью этой технологии и оборудования выполнен большой объем работ по ремонту подводных переходов газо- и нефтепроводов через реки [9], ремонт кораблей и судов, получивших аварийные и навигационные повреждения [10–12], причальных сооружений и стационарных оснований добывающих платформ. Ремонтные работы выполняли как в летнее, так и зимнее время со льда. Успешному выполнению работ способствовал высокий уровень подготовки специалистов. Для выполнения ремонтных работ на трубопроводах, как правило, привлекали специалистов ИЭС.

Основным способом мокрой сварки под водой за рубежом и до конца 1980-х гг. в бывшем СССР являлась сварка покрытыми электродами [13–16]. Этот способ имеет свои положительные и отрицательные стороны. Он востребован потребителем, так как оборудование для его реализации надежно, мобильно, имеет малую массу и размеры. Для питания дуги используют широко распространенные передвижные сварочные агрегаты с автономным приводом. К отрицательным аспектам технологии можно отнести низкую производительность процесса сварки, высокие требования к подготовке водолазов-сварщиков и значительный разброс показателей механических свойств соединений, зависящих от объективных и субъективных факторов. С помощью этого способа можно выполнять ремонтные работы на сооружениях, где не требуется проведения большого объема сварочных работ.

За рубежом для мокрой сварки под водой малоуглеродистых и низколегированных сталей на различных глубинах разработано большое коли-



чество покрытых электродов [13–16]. При их использовании обеспечиваются механические свойства сварных соединений на уровне класса «С», изрядка «В», спецификации AWS D3.6–99. [17].

В связи с тем, что механические свойства соединений, обеспечиваемые при использовании электродов ЭПС-52, были низкими, а закупки электродов за рубежом для нужд ВМФ не проводились, стал вопрос о разработке новых электродов с улучшенными сварочно-технологическими и механическими свойствами. Такие работы были начаты в ИЭС в 1985 г. Опыт работ, полученный в лаборатории подводной сварки при разработке самозащитных порошковых проволок, позволил создать оригинальную газшлаковую композицию покрытия и разработать новый электрод для мокрой сварки во всех пространственных положениях. Электрод ЭПС-АН1 имеет хорошие сварочно-технологические характеристики и предназначен для сварки под водой на глубине до 20 м ряда углеродистых и низколегированных сталей. При его использовании обеспечиваются механические свойства металла шва на уровне соединений, выполненных на воздухе электродами типа Э42. Кроме сварки под водой, эти электроды используют при сварке на воздухе металлоконструкций, имеющих слой воды на поверхностях, подлежащих соединению. Для крепления электродов и передачи сварочного тока в ИЭС разработан новый держатель ДПС-АН1.

Дуговая резка под водой покрытыми электродами имеет свои положительные и отрицательные стороны. Она востребована в случае, если металлоконструкции изготовлены из нержавеющей сталей, чугуна или цветных металлов. Иногда, из-за отсутствия оборудования, дуговая резка применялась и при разделении металлоконструкций из сталей общего назначения. Процесс похож на ручную подводную дуговую сварку металлическим электродом, выполняющуюся при повышенной плотности тока. Однако он малопроизводителен из-за больших затрат времени для пробивания металла на всю его толщину в начальный момент резки, сильного перегрева электрода, что вызывает повышенный его расход и частую замену в процессе работы [18]. Для процесса дуговой резки применялись электроды ЭПС-52.

В ИЭС были проведены работы по повышению прорезающей способности электродов за счет изменения состава электродного покрытия. В результате создан электрод ЭПР-1, имеющий повышенную прорезающую способность при резке под водой. С его помощью можно резать металл толщиной до 16 мм на глубине до 20 м в пресной и морской воде во всех пространственных положениях. С увеличением толщины металла прорезающая способность электродов снижается. Наибольший эффект достигается при резке металла толщиной до 6 мм, когда электрокислородная резка малоэффективна. Для крепления и передачи сварочного тока применяются те же держатели, что и при сварке под водой (ЭПС-2-76 и ДПС-АН1).

В процессе разработки порошковых проволок для механизированной сварки под водой установ-

лено, что ряд компонентов, вводимых в шихту, способствуют увеличению глубины проплавления основного металла. На базе проведенных исследований разработан технологический процесс и порошковые проволоки для механизированной подводной резки сталей, чугуна и цветных металлов [19–21]. Порошковые проволоки выпускали диаметром 2,2...3,0 мм.

С энергетической точки зрения процесс разделительной резки под водой порошковыми проволоками достаточно удачный, так как в малом объеме выделяется энергия, эквивалентная мощности 10...25 кВт. Металл, независимо от химического состава, расплавляется дугой, имеющей в условиях мокрой сварки под водой температуру 6000...12000 °С. Газовый поток, образующийся на торце плавящегося электрода, и давление дуги обеспечивают эвакуацию расплавленного металла из зоны реза. Процесс разделительной дуговой резки порошковыми проволоками можно выполнять на глубине более 600 м.

С точки зрения потребителя процесс также был востребован, так как отпадала необходимость в приобретении различных комплектов оборудования, достаточно иметь на водолазном посту запас порошковой проволоки для резки, которая может быть установлена в полуавтомат для подводной сварки. Кроме того, отпадали проблемы, связанные с доставкой и хранением большого объема кислорода. При толщине металла ≤ 18 мм для резки можно было использовать источники питания дуги и оборудование, применяемые для механизированной сварки. При использовании стандартного комплекта оборудования для механизированной сварки скорость резки под водой порошковыми проволоками близка к показателям электрокислородной подводной резки [21].

Принимая во внимание положительные аспекты технологии механизированного процесса резки под водой порошковыми проволоками, работы в этом направлении были продолжены. По заказу ВМФ разработан комплект оборудования, включавший полуавтомат А-1773 и специализированный палубный источник питания дуги. Использовали порошковую проволоку диаметром 3 мм, $I_p = 1000$ А, $U_d = 50$ В. Выделение такой мощности в локальном объеме позволяло резать любые металлы толщиной до 50 мм. С применением этой технологии и комплекта оборудования осуществлена вырезка на глубине 40 м технологического отверстия в реакторном отсеке подводной лодки [22].

Дальнейшее развитие этого направления шло по пути уменьшения массы погружного узла полуавтомата, снижения диаметра порошковой проволоки и уменьшения мощности, отбираемой источником питания дуги. Разработан специализированный комплект оборудования для разделительной резки под водой. Конструкцию полуавтомата, получившего индекс ПШ131, упростили, снизили массу погружного узла, уменьшили диаметр проволоки до 2,4 мм и отказались от регулирования скорости ее подачи. Это позволило использовать стандартные источники питания мощностью 40...50 кВт, однако при этом процесс потерял уни-



Оборудование для подводной сварки и резки, разработанное и выпущенное ИЭС им. Е. О. Патона

Год	Название	Краткое описание
1967	A1200 «Нептун 1»	Аппаратный шкаф с пускорегулирующей аппаратурой и контрольными приборами расположен на поверхности. Погружной узел из органического стекла массой 54 кг газонаполненный (заполнялся воздухом). Запас проволоки 10 кг, регулирование скорости подачи плавное, длина держателя 2 м. Аппаратный шкаф и погружной узел соединены кабелем цепи управления (100 м), сварочными кабелями и шлангом подачи воздуха. В серию не пошел
1968	A1242 «Нептун 2»	Аппаратный шкаф с такими же рабочими характеристиками, как и «Нептун 1». Подающий механизм открытый (нет защитного бокса). Из-за этого большие токи утечки с поверхности проволоки и подающих роликов при сварке в соленой воде (до 150 А). Впервые применен компенсатор наружного давления в виде резиновой газонаполненной емкости. В серию не пошел
1970	«Нептун 3»	Аппаратный шкаф одиотипный с «Нептун 2». Погружной узел закрытый металлический, покрытый эпоксидной смолой с обрешиненной внутренней поверхностью. Двигатель и редуктор в металлическом стакане заполнены жидкостью и имели систему компенсации давления. Выпущен макетный образец
1972	A1516 «Нептун 5»	Аппаратный шкаф в брызгозащитном исполнении с пускорегулирующей аппаратурой, схемой, обеспечивающей плавное регулирование скорости подачи электродной проволоки и приборами контроля. Погружной узел из пеноэпоксидной композиции. Редуктор и двигатель расположены в полости, отлитой внутри погружного узла и заполненной жидкостью ПЭС-1. Масса снаряженного проволокой погружного узла под водой составляла 10, на воздухе — 30 кг. Погружной узел удобен в эксплуатации. Рабочая глубина 60 м. В процессе работы жидкость попадала в поры пеноэпоксидной композиции, насыщая последнюю. Внутри полости образовывались газовые пузыри. За счет этого наружным давлением продавливалось компенсирующую диафрагму. Выпущено 15 полуавтоматов. В дальнейшем погружной узел A1516 явился прототипом проекта погружного узла полуавтомата ПШ141
1974	A1450 «Нептун 4»	Аппаратный шкаф с пускорегулирующей аппаратурой, схемой плавного регулирования скорости подачи электродной проволоки и приборами контроля. Погружной узел резиновый с металлическими упрочняющими элементами, заполненный водой. Масса в снаряженном состоянии 45 кг. Двигатель и редуктор помещены в металлический корпус, имевший систему компенсации давления. Запас сварочной проволоки 7 кг, длина держателя 3 м. Длина сварочной цепи и цепи управления 180 м. Испытательное давление 4,0 МПа. Прошел государственные испытания и был принят на снабжение ПСС ВМФ. Выпущено более 100 комплектов полуавтоматов
1977	A1660	Аппаратный шкаф с пускорегулирующей аппаратурой, схемой плавного регулирования скорости подачи электродной проволоки и приборами контроля. Погружной узел аналогичен проекту A1450. Длина сварочной цепи и кабеля цепи управления 60 м, рабочая глубина 60 м. Выпускался с различными модификациями электрической схемы управления двигателем. Последние модели оснащены блоком защиты от перегрузок и коротких замыканий в цепи управления. Разработан для нужд народного хозяйства. Выпущено более 140 комплектов полуавтоматов
1977	A1715	Установка для сварки неповоротных стыков труб в автоматическом режиме. Подающий узел от полуавтомата A1450. Аппаратный шкаф с системой слежения по стыку и расположению электрода в пространстве. Выпущен макетный образец
1977	A1773	Полуавтомат для резки под водой порошковой проволокой диаметром 3 мм на глубине до 60 м совместно с палубным источником питания. Регулирование скорости подачи порошковой проволоки плавное. Запас порошковой проволоки 10 кг, длина держателя 3 м. Выпущен макетный образец
1985	A1802	Установка для приварки судоподъемных проушин двухсторонними многопроходными швами в автоматическом режиме. Выпущен макетный образец. Успешно прошли натурные испытания в условиях Черного моря
1986	A1821 «Скат 3»	Установка для плазменно-дуговой резки под водой. Выпущено 2 установки
1989	ПШ131 В5	Полуавтомат для подводной механизированной резки порошковой проволокой. Аппаратный шкаф с пускорегулирующей аппаратурой и приборами контроля. Скорость подачи порошковой проволоки не регулируется. Редуктор и двигатель помещены в металлический корпус с системой компенсации давления. Корпус погружного узла из пеноэпоксидной композиции массой под водой 14 кг. Запас порошковой проволоки до 10 кг, длина держателя 3 м, рабочая глубина 60 м. Выпущено 18 комплектов
1991	ПШ 141 В5 «Проток»	Полуавтомат для мокрой механизированной сварки самозащитными порошковыми проволоками. Аппаратный шкаф блочного типа с пускорегулирующей аппаратурой, системой плавной регулировки скорости подачи электродной проволоки и приборами контроля. Оснащен системой защиты схемы от перегрузок и коротких замыканий в кабеле цепи управления. Двигатель мощностью 55 Вт вместе с планетарным редуктором помещен в металлический корпус, заполненный жидкостью. Предусмотрена система компенсации давления. Корпус погружного узла из сферопласта. Масса в воде 7 кг, запас проволоки на кассете до 5 кг. Прижимные ролики шестеренчатого типа. Длина держателя с пластиковым каналом 3 м. Испытательное давление 6,25 МПа. Длина кабеля цепи управления 625 м. Прошел государственные испытания. Выпущено 8 комплектов полуавтомата
1991	ПШ146 В5 «Проток»	Аналог полуавтомата ПШ141. Рабочая глубина 60 м, длина цепи управления 75 м. Разработан для нужд народного хозяйства. Выпущено 4 комплекта полуавтомата

версальность. Для мокрой механизированной резки сталей, цветных металлов и чугуна толщиной до 40 мм в пресной и морской воде выпускали по-

рошковые проволоки марок ППР-АН1, ППР-АН2, ППР-АН3 и ППР-ЭКЗ диаметром 2,2... 2,4 мм.

Кислородно-дуговая резка под водой трубчатым электродом используется для разделения стальных



Рис. 1. Полуавтомат А1200 «Нептун 1»

металлоконструкций более 50 лет. Для ее реализации применяли тонкопокрытые трубчатые электроды марки ЭПР-1. Использование электродов ЭПР-1 не обеспечивало необходимой производительности труда водолаза при выполнении подводно-технических работ. В ИЭС были проведены исследования по повышению прорезающей способности электродов за счет изменения состава покрытия. В результате разработан новый трубчатый электрод с повышенными режущими характеристиками марки АНР-Т8. Используя один такой электрод, опытный водолаз-резчик обеспечивает разделение металлоконструкции толщиной



Рис. 2. Полуавтомат «Нептун 3»



Рис. 3. Полуавтомат А1450 «Нептун 4»

22 мм на длину 400 мм. Ток резки при использовании электрода АНР-Т8 на 30...70 А ниже, чем с помощью электрода ЭПР-1.

Для крепления электродов, передачи электрического тока от источника питания к электроду и подачи кислорода в ИЭС разработан универсальный электрододержатель повышенной надежности ЭКД-АН2. Он предназначен как для электродов диаметром 8 мм, используемых при кислородно-дуговой резке, так и для электродов диаметром 10 мм, используемых при экзотермической резке.

По заказу ВМФ в ИЭС разработаны макетные образцы электродов для подводной экзотермической резки. Они прошли натурные испытания на Черном и Балтийском морях. Проведены также конструкторские работы, позволившие сконструировать основные элементы оборудования для серийного выпуска этих электродов. Поскольку с 1992 г. работы по заказам ВМФ СССР были прекращены, организация серийного производства этих электродов в ИЭС не проводилась. В настоящее время ИЭС выпускает под заказ в лабораторных условиях экзотермические электроды марки АНР-Э10.

Под руководством академика К. К. Хренова с 1972 г. в ИЭС проводили работы по разработке технологического процесса разделения металлоконструкций под водой с использованием сжатой плазменной дуги [23]. В качестве рабочей плазмообразующей среды при подводной резке использовали воздух. В ОКТБ ИЭС разработана установка «Скат-2М» и «Скат-3» для воздушно-плазменной



Рис. 4. Установка для приварки судоподъемных проушин А1802



Рис. 5. Полуавтомат для подводной сварки ПШ141

резки под водой в морских условиях. При создании установок решен ряд технических проблем, связанных с необходимостью защиты плазменной дуги от воздействия морской воды, обеспечения ее поджига и устойчивого горения на глубине, исключения опасности поражения водолаза электрическим током. Установка состояла из аппаратного шкафа, блока водоснабжения и обеспечения воздухом, ручного плазменного резака с электро-, водовоздушными коммуникациями и вьюшки для спуска и подъема плазменного резака. Управление установки осуществлялось с помощью выносного пульта, который располагался непосредственно у места спуска водолаза. Основные параметры процесса устанавливались и контролировались приборами, размещенными на передней панели аппаратного шкафа.

Макетный образец установки «Скат-2М» для воздушно-плазменной резки под водой в морских условиях прошел успешную апробацию при подъеме танкера «Людвиг Свобода». С использованием этой установки было выполнено 1160 пог. м реза металлоконструкций с толщиной стенки 15...35 мм. Всего было выпущено две такие установки.

Работы, проведенные в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины в области мокрой подводной сварки и резки, позволили создать оригинальные технологии и оборудование для подводно-технических работ, не имеющих аналогов за рубежом. Залогом успеха было то, что это направление находилось на постоянном контроле у Б. Е. Патона. Благодаря этому концентрировалась интеллектуальная и материально-техническая база ИЭС, привлекались высококлассные специалисты, владевшие знаниями в области разработки электродных материалов, технологических процессов сварки, конструкторскими навыками и имевшими опыт работы под водой. Значительный вклад в научные достижения этого направления внесен профессором А. Е. Аснисом.

1. Авилов Т. И. Электроды для сварки и резки металла в воде // Свароч. пр-во. — 1955. — № 6. — С. 9–10.
2. Авилов Т. И. Исследование процесса дуговой сварки под водой // Там же. — 1958. — № 5. — С. 12–14.
3. Мадатов Н. М. Подводный ремонт кораблей и судов. — М.: Воениздат, 1965. — 280 с.
4. Мадатов Н. М. Подводная сварка и резка металлов. — Л.: Судостроение, 1967. — 164 с.
5. Савич И. М. Подводная сварка порошковой проволокой // Автомат. сварка. — 1969. — № 10. — С. 70.
6. Савич И. М., Смолярко В. Б., Камышев М. А. Технология и оборудование для полуавтоматической подводной сварки металлоконструкций // Нефтепромысловое стр-во. — 1976. — № 1. — С. 10–11.
7. Порошковые проволоки для дуговой сварки: Каталог-справочник / И. К. Походня, А. М. Суптель, В. Н. Шлепаков и др. — Киев: Наук. думка, 1980. — 180 с.
8. Аснис А. Е., Игнатушенко А. А., Дьяченко Ю. В. Меры снижения содержания водорода в зоне термического влияния при механизированной подводной сварке // Автомат. сварка. — 1983. — № 8. — С. 1–4.
9. Кононенко В. Я., Рыбченко А. Г. Опыт мокрой механизированной сварки самозащитными порошковыми проволоками при ремонте под водой газо- и нефтепроводов // Там же. — 1994. — № 9–10. — С. 29–32.
10. Кононенко В. Я., Грицай П. М. Мокрая механизированная сварка при ремонте корпусов судов // Мор. флот. — 1994. — № 11–12. — С. 21–22.
11. Кононенко В. Я., Грицай П. М., Семенкин В. И. Применение мокрой механизированной сварки при ремонте корпусов судов // Автомат. сварка. — 1994. — № 12. — С. 35–38.
12. Кононенко В. Я., Ломакин Н. Н. Применение подводной механизированной сварки самозащитными порошковыми проволоками при ремонте судов и гидротехнических сооружений // Там же. — 1996. — № 4. — С. 36–39.
13. Liu S., Olson D., Ibarra S. Electrode formulation for underwater welding // Proc. Intern. conf. on underwater welding (New Orleans, 20–21 March, 1991). — Miami: AWS, 1991. — P. 98–119.
14. Grantham J. Development of an underwater SMAW electrode for improved fatigue strength in wet welded joints // Abstr. pap. present. 71st intern. AWS and solder. conf. (Miami, 22–27 Apr., 1990). — Miami, 1990. — P. 290.
15. West T. C., Mitchell G. Evaluation of commercially available wet welding electrodes for potential repair of U.S. Navy Ships // J. Ships Production. — 1988. — № 4. — P. 228–243.
16. Pett M. Wet welding-significant advances in quality // Welding Met. Fabr. — 2000. — № 4. — P. 22–24.
17. ANSI/AWS D3.6. Specification for underwater welding. — Miami: AWS, 1999.
18. Данченко М. Е., Ланна А. В. Подводная резка штучными электродами. (Обзор) // Автомат. сварка. — 1993. — № 8. — С. 35–37.
19. Данченко М. Е., Савич И. М., Нефедов Ю. Н. Подводная дуговая резка порошковой проволокой // Там же. — 1988. — № 4. — С. 59–61.
20. Данченко М. Е., Савич И. М., Нефедов Ю. Н. Влияние гидростатического давления на технологические параметры подводной дуговой резки порошковой проволокой // Там же. — 1989. — № 1. — С. 48–49.
21. Данченко М. Е., Нефедов Ю. Н. Подводная резка порошковой проволокой с использованием сварочного полуавтомата // Там же. — 1990. — № 1. — С. 70–71.
22. Савич И. М., Максимов С. Ю. Применение механизированной резки при подъеме подводной лодки // Там же. — 2001. — № 2. — С. 59–60.
23. Дудко Д. А., Хренов К. К., Эсбиян Э. М., Бахтияров Д. П. Подводная воздушно-плазменная резка металлов // Там же. — 1976. — № 3. — С. 55–56.

Generalizing information is given on a number of design developments in the field of underwater welding and cutting conducted at PWI since 1966. An attempt has been made to evaluate them from the user's viewpoint.

Поступила в редакцию 22.09.2003

ПРИБОР ДЛЯ РЕГИСТРАЦИИ КОЛЕБАНИЙ СВАРОЧНОЙ ВАННЫ

Г. И. ЛЕСКОВ, д-р техн. наук, С. В. ПУСТОВОЙТ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Одним из факторов повышения проплавляющей способности пульсирующей дуги является согласованность частоты импульсов тока с частотой собственных свободных колебаний сварочной ванны. Для нахождения условий «резонанса» возмущающей силы и собственных колебаний ванны изготовлен прибор, который позволяет регистрировать в процессе сварки амплитуду и период колебаний расплава металла.

Ключевые слова: дуговая сварка, пульсирующая дуга, сварочная ванна, регистрация колебаний, прибор

Одним из способов повышения технологических свойств сварочной дуги является применение пульсирующего режима ее горения, при котором на ток дуги накладывают импульсы низкой частоты. Это позволяет увеличить ее проплавляющую способность и, следовательно, получить сварные соединения с большей глубиной проплавления. При этом максимальный эффект от применения пульсирующей дуги можно получить при значениях коэффициента соответствия частоты налагаемых импульсов тока частоте собственных колебаний сварочной ванны, близких к единице [1], когда наблюдается явление «резонанса».

В настоящее время для оценки частоты собственных колебаний сварочной ванны используют модель натянутой мембраны [2]. Рассчитанные с ее помощью значения частот, например, для сварки

под флюсом пульсирующей дугой при разных значениях погонной энергии, находятся в пределах 5...10 Гц [1]. Однако эта модель не позволяет с достаточной точностью найти необходимые условия «резонанса».

Известно, что во время сварки жидкий металл ванны совершает периодические вынужденные колебания под действием пульсирующей силы и свободные колебания элементов ванны. Для регистрации таких колебаний расплава ванны изготовлен прибор, позволяющий измерять амплитуды вынужденных колебаний и по их максимуму находить необходимые условия «резонанса». Принципиальная электрическая схема прибора представлена на рис. 1. В основу его работы положен принцип преобразования механических колебаний, совершаемых расплавом, в электрические с помощью пьезоэффекта.

Сигнал, снимаемый с чувствительного пьезоэлектрического элемента (ПЭ), через коаксиальный

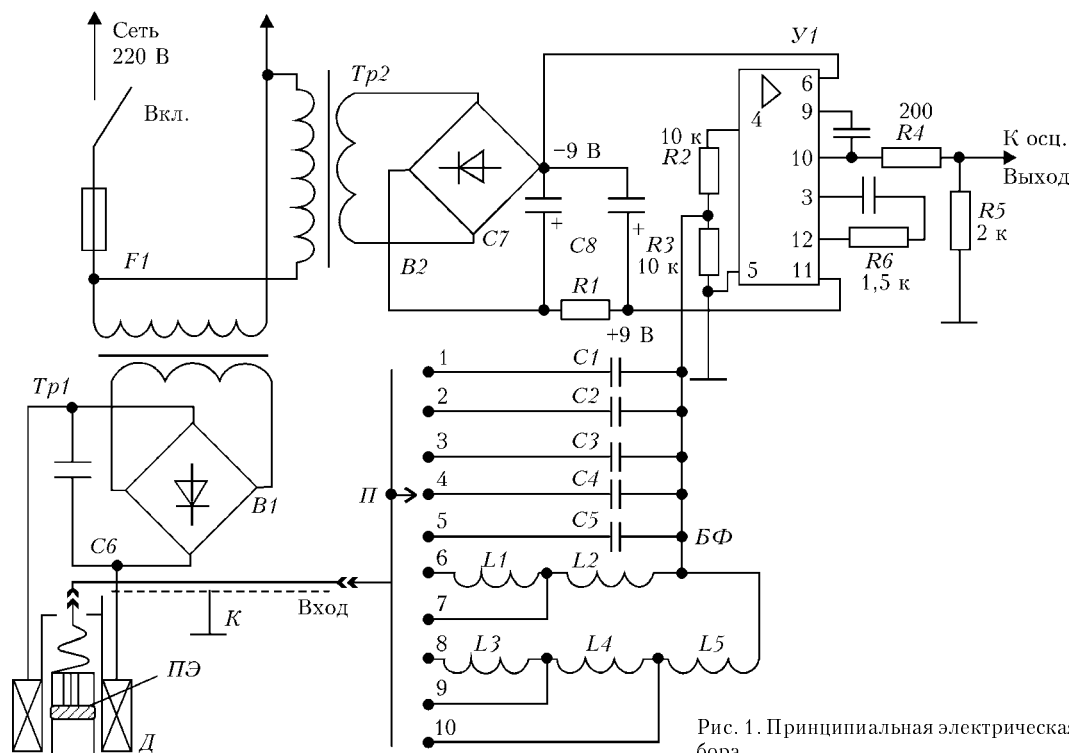


Рис. 1. Принципиальная электрическая схема прибора

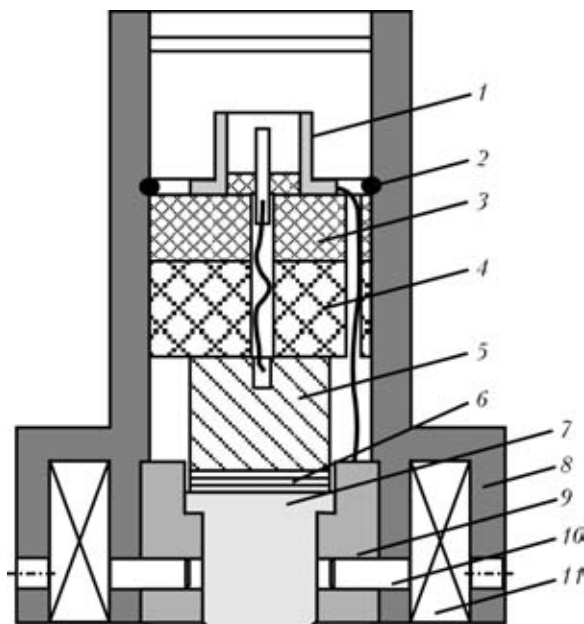


Рис. 2. Схема сечения датчика регистрации колебаний сварочной ванны: 1 — разъем; 2 — стопор; 3 — накладка; 4 — пружина; 5 — сейсмомасса; 6 — пьезоэлектрический элемент; 7 — волновод; 8 — корпус; 9 — опора; 10 — штифт; 11 — обмотка

кабель (*K*) поступает на один из каналов блока фильтров (*БФ*), а затем на вход усилителя (*У1*). После усиления сигнал подается на вход запоминающего электронного осциллографа и регистрируется на его экране. При необходимости он может быть сфотографирован.

Чувствительный пьезоэлектрический элемент представляет собой диск из цирконат-титаната свинца, расположенный внутри датчика (*Д*). Для регистрации колебаний ванны он помещен на расстоянии 5...10 см от нее и удерживается магнитными присосками на ферромагнитных свариваемых изделиях.

Продольный разрез датчика показан на рис. 2. В нижней кольцевой части его ферромагнитного корпуса расположена обмотка 11, питаемая постоянным током от источника, состоящего из трансформатора *Тр1*, выпрямителя *В1* и фильтрующего конденсатора *С6* (см. рис. 1). При подаче напряжения питания магнитное поле прижимает дат-

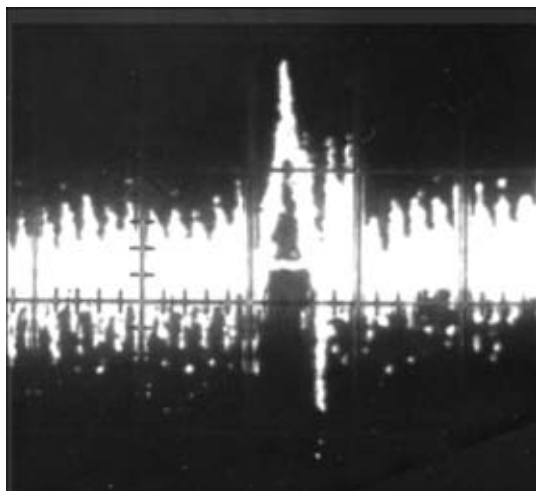


Рис. 3. Осциллограмма колебаний сварочной ванны при воздействии единичного импульса тока

чик к свариваемому изделию и обеспечивает акустический контакт с ним волновода 7, на котором расположен пьезоэлектрический элемент 6. Сейсмомасса 5 обеспечивает неподвижность его верхней обкладки и электрический контакт с ней. Сигнал, снимаемый с этой обкладки, подается на разъем 1, к которому подключен коаксиальный кабель *K*.

Операционный усилитель *У1*, собранный на микросхеме К553УД1А, при указанных на схеме значениях входных и выходных сопротивлений в цепях обратной связи обеспечивает $2 \cdot 10^3$ усиление сигнала, поступающего на его вход. Напряжение питания на усилитель подается от отдельного источника питания (см. рис. 1), состоящего из трансформатора *Тр2*, выпрямителя *В2* и фильтра *С7–R1–С8*.

При наладке прибора установлено, что датчик, расположенный на пластине, еще до ее сварки выдает сигнал от различных мощных источников помех, находящихся за пределами объекта исследований, которыми чаще всего являются работающие рядом или в соседних помещениях источники питания, трансформаторы, электродвигатели вытяжной вентиляции. Спектр частот таких помех прерывистый и в основном лежит в диапазоне 20...200 Гц. Для их ослабления в состав схемы введен блок фильтров, который содержит частотно-чувствительные элементы — конденсаторы и катушки индуктивности. Каждый из включенных переключателем (*П*) элемент вместе с резистором *R3* номиналом 10 кОм образует делитель напряжения сигнала, поступающего от датчика. На ступенях с 1 по 5 включаются конденсаторы емкостью 80; 200; 400; 800; 4000 пФ; а на ступенях 6–10 — катушки индуктивности порядка 1,0; 0,8; 0,6; 0,4; 0,2 Гн, конструктивно представляющие собой обмотки трансформатора ТА-1-220-400.

Все блоки прибора, кроме датчика, собраны в металлическом корпусе, который при проведении экспериментов должен быть заземлен для устра-

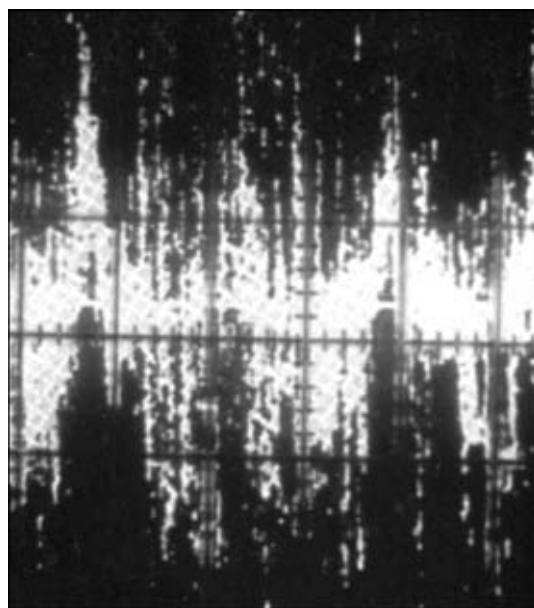


Рис. 4. Осциллограмма колебаний ванны при сварке пульсирующей дугой

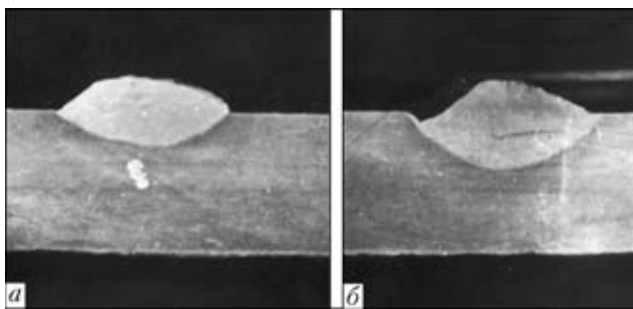


Рис. 5. Поперечные макрошлифы швов, выполненных сваркой на постоянном токе (а) и пульсирующей дугой (б)

нения в нем наводок от внешних электрических и магнитных полей.

Перед каждым использованием прибора необходимо изучение паразитных низкочастотных колебаний, поступающих на вход усилителя через блок фильтров. Для этого после подготовки и включения всех устройств для сварки (источника питания, системы вентиляции) необходимо с помощью переключателя, расположенного в блоке фильтров, найти такое его положение, при котором амплитуды помех, наблюдаемые на экране осциллографа, будут минимальными.

В процессе сварки наблюдаются принципиально другие колебания, отличающиеся от помех как частотой, так и амплитудой, и которые уже следует относить к ванне.

С помощью изготовленного прибора получены осциллограммы колебаний сварочной ванны при сварке пульсирующей дугой. На рис. 3 представлена осциллограмма колебаний, полученная при воздействии на ванну единичного импульса тока длительностью 1 с и с максимальным значением 350 А. Видно, что во время действия импульса тока расплавленный металл создает механический импульс длительностью около 0,1 с. Для данной осциллограммы

развертка осциллографа составляла 0,2 с/дел., чувствительность — 10 мВ/дел., использовался фильтр № 5.

По найденному периоду свободных колебаний ванны $\tau \approx 0,1$ с выполнено проплавление образца с непрерывным импульсным воздействием дуги с тем же периодом. Процессы колебаний ванны изображены на осциллограмме (рис. 4), которая свидетельствует об изменяющейся амплитуде колебаний всей сварочной ванны и изменении частоты колебаний ее элементов, что, в свою очередь, вызывает механические колебания свариваемого образца.

Поперечные макрошлифы наплавов, полученных при одинаковой средней мощности дуги без пульсаций тока и с его пульсациями, приведены на рис. 5, а и б. В последнем случае глубина проплавления возросла более, чем на 40 %. Этот эффект можно объяснить улучшением теплопередачи от дуги к свариваемому образцу вследствие уменьшения жидкой прослойки под дугой.

Выводы

1. Разработанный прибор позволяет регистрировать колебания сварочной ванны при различных режимах сварки пульсирующей дугой.

2. Воздействие на сварочную ванну единичного импульса тока дает возможность изучать ее динамические свойства с целью оптимального выбора частоты следования импульсов тока для обеспечения условий «резонанса» возмущающей силы и собственных колебаний ванны.

1. Походня И. К., Головки В. В., Шейко П. П. Влияние режимов сварки под флюсом пульсирующей дугой на глубину проплавления основного металла // Автомат. сварка. — 1996. — № 5. — С. 3–7.
2. Kotecki D. J., Cheever D. L., Howden D. G. Mechanism of ripple formation during weld solidification // Welding J. — 1972. — № 8. — P. 386–391.

One of the factors improving the penetrability of the pulsed arc is matching of the current pulse frequency to that of free natural oscillations of the weld pool. In order to find the conditions of "resonance" of the disturbing force and natural oscillations of the pool, an instrument has been made, which allows recording the amplitude and period of oscillations of the metal melt during welding.

Поступила в редакцию 28.03.2004



ПОДВОДНАЯ МОКРАЯ СВАРКА СТАЛИ 17Г1С С ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКОЙ КРОМОК ВЗРЫВОМ

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

Исследовано влияние типа заряда взрывчатых веществ и способа их наложения при предварительной ударно-волновой обработке свариваемых кромок на параметры ЗТВ соединений стали 17Г1С, выполненных под водой. Установлена возможность значительного измельчения зерен на участке ЗТВ, уменьшения его ширины, локализации строчечных неметаллических включений. Применение предварительной обработки кромок взрывом позволяет снизить риск образования холодных трещин в металле ЗТВ.

Ключевые слова: подводная сварка, обработка взрывом, зона термического влияния, холодные трещины

Ускоренное охлаждение и водородная атмосфера парогазового пузыря, характерные для мокрой подводной сварки, увеличивают опасность образования холодных трещин в металле ЗТВ. Особенно остро эта проблема стоит при сварке сталей (типа 17Г1С), склонных к образованию закалочных структур и имеющих строчечные сульфидные включения. В этом случае вблизи линии сплавления наблюдается образование холодных трещин по границам крупных зерен мартенсита или бейнита, а наличие строчечных сульфидных включений, расположенных по направлению проката, способствует их распространению в глубь металла ЗТВ. В обычной практике эта проблема решается с помощью соответствующей термической обработки, что практически невозможно в условиях водной среды. В начале 1980-х гг. в ИЭС им. Е. О. Патона для улучшения свойств сварных соединений предложено использовать обработку взрывом кромок, подготовленных к сварке плавлением [1]. Возникающий при взрыве заряда взрывчатых веществ (ВВ) импульс давления приводит к возбуждению в металле ударной волны, которая вызывает дробление зерен и нарушение сплошности сульфидных строчек, увеличение концентрации дефектов кристаллической решетки. При последующем сварочном нагреве это создает благоприятные условия для возникновения большого количества центров перекристаллизации. Рост зерен тормозится, сужая ширину зоны крупного зерна в металле ЗТВ. Представляет интерес оценка возможности использования предварительного ударно-волнового нагружения свариваемых кромок как инструмента для снижения опасности образования холодных трещин при сварке под водой.

Опыты проводили на пластинах размером 14×150×200 мм из стали 17Г1С, содержащей, %: 0,19C, 0,49Si, 1,43Mn, 0,021P и 0,033S и характеризующейся высокой склонностью к образованию холодных трещин. Для предварительной обработки применяли ВВ с давлением на фронте детонации 1...20 ГПа. Взрывное нагружение* осуществляли по схеме косых ударных волн, возбуждаемых в металле детонационной волной, скользящей по поверхности. После обработки в лабораторном бассейне на глубине 1 м выполняли сварку порошковой проволокой ППС-АН1 на режимах: $I_{св} = 180$ А, $U_d = 32$ В, $v_{св} = 6$ м/ч. Затем из образцов изготавливали поперечные шлифы и подвергали их металлографическому исследованию. Результаты сравнивали с данными исследований образцов, выполненных без обработки.

Первую серию образцов подвергали обработке шнуровым контактным зарядом (ДША-12), уложенным по периодической кривой. При этом стремились, чтобы ширина зоны, охваченная зарядом ВВ, максимально совпадала с зоной действия остаточных растягивающих напряжений, которые образовались бы в данном сварном соединении при выбранных режимах сварки. Во второй серии образцов использовали полосовые заряды пластичных ВВ НИЛ-2 (с давлением на фронт детонации 1,0; 2,0 и 2,5 ГПа) и эластит типа В84-1994-82 (с давлением 20 ГПа). В обеих сериях заряд укладывали на лицевую и

обратную поверхности пластин, так называемый плоский способ наложения заряда.

Результаты металлографического анализа показывают (таблица), что более заметное сужение участка крупного зерна ЗТВ происходит при использовании полосового заряда пластичных ВВ, особенно НИЛ-2, однако избежать образования холодных трещин не удалось (рис. 1, а), хотя их количество заметно уменьшилось по сравнению с необработанными образцами.

Влияние типа заряда ВВ и способа их наложения на ширину участка крупного зерна в металле ЗТВ

№ п/п	Тип заряда ВВ	Способ наложения заряда	Ширина участка крупного зерна, мкм
1	Без обработки	—	1652...1950
2	ДША-12	Плоский	1495...1950
3	Эластит	»»	1755...1820
4	НИЛ-2	»»	1300...1365
5	Эластит	Объемный	1300...1365
6	НИЛ-2	»»	780...1170

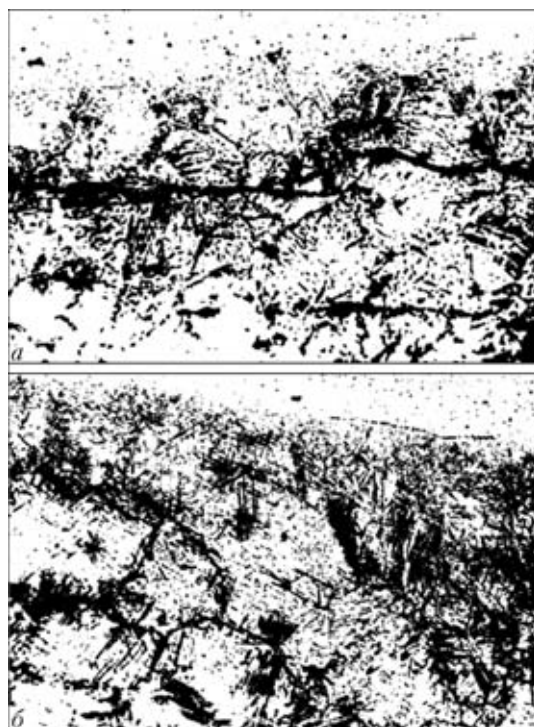


Рис. 1. Микроструктура металла ЗТВ сварного соединения стали 17Г1С, выполненного под водой: а — обработка плоским полосовым зарядом (эластит); б — обработка объемным зарядом (НИЛ-2), ×200

*Подготовка образцов выполнена инж. Е. Я. Локшиной.



Для усиления эффекта обработки ВВ в следующей серии образцов заряд НИЛ-2 укладывали не только на лицевую и обратную, но и на торцевую поверхность свариваемых кромок [2], так называемый объемный способ наложения заряда. Благодаря такому расположению к поперечной деформации, возникающей под действием встречных волн от заряда ВВ, находящегося на лицевой и обратной плоскостях, добавляется продольная, которую обуславливает заряд ВВ на торцевой плоскости. В процессе двухмерного перемещения металла достигается большая степень деформации, приводящая к еще большему измельчению зерен в области металла ЗТВ, прилегающей к линии сплавления (см. таблицу). При этом нарушается текстура в металле, что приводит к разрушению и локализации строчечных неметаллических включений. Кроме того, возникающие в обработанном металле сжимающие напряжения [3] ликвидируют благоприятные условия для диффузии водорода из ме-

талла шва в околошовную зону. Совместное воздействие перечисленных факторов в итоге препятствует образованию холодных трещин в металле ЗТВ (рис. 1, б).

1. Улучшение свойств сварных соединений путем предварительной обработки взрывом подлежащих сварке кромок / В. Г. Петушков, Е. Я. Локшина, Д. П. Новикова, Ю. И. Фадеев // Автомат. сварка. — 1992. — № 9–10. — С. 48–52.
2. А. с. 1487319, МКИ В 23 К 28/00. Способ подготовки кромок под сварку плавлением / В. Г. Петушков, И. М. Савич, Е. Я. Локшина и др.; Выдано 15.02.89.
3. Investigation of stressed state of 17G1S steel welded joints in wet underwater welding / M. L. Lobanov, V. A. Pivtorak, S. T. Andrushchenko et al. // Proc. of Intern. conf. (Helsinki, 4–5 Sept., 1989). — Helsinki, 1989. — P. 137–140.

The influence was studied of the type of explosive charges and method of their application at preliminary shock-wave treatment of the edges being welded on the parameters of the HAZ of welded joints in 17G1S steel, made under the water. Possibility is established of a considerable refinement of the grain in the coarse grain region, narrowing of the region, localizing the line nonmetallic inclusions. Application of pretreatment of the edges by explosion allows reducing the risk of cold cracking in the HAZ metal.

Поступила в редакцию 13.10.2003

ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины



Л. Д. Добрушин (ИЭС) защитил 10 декабря 2003 г. докторскую диссертацию на тему «Создание технологических процессов прецизионной сварки взрывом элементов металлоконструкций».

Диссертационная работа посвящена научному обоснованию и созданию промышленных технологических процессов прецизионной сварки взрывом (ПСВ) элементов металлоконструкций из одно- и разнородных металлов, в том числе с резко различающимися физико-механическими свойствами, которые обеспечивают заданные геометрические характеристики и требуемые служебные свойства сварных соединений элементов и конструкций в целом.

Диссертантом проведены детальные теоретические и экспериментальные исследования по оптимизации условий образования соединения металлов вблизи нижней границы области сварки взрывом (СВ). Изучены особенности процессов плакирования взрывом и упругопластического деформирования тонкостенных оболочковых и трубчатых длинномер-

ных, а также сварки «ударной волной» (СУВ) толстолистовых, в том числе многоэлементных, металлоконструкций. Предложены и апробированы оригинальные способы сварки и плакирования взрывом, а также опорные устройства, обеспечивающие заданные и/или допустимые остаточные деформации конструкций и их элементов. Достигнутая в результате применения разработанных способов ПСВ величина удельного расхода взрывчатого вещества составляет $\approx 0,3$ г/см, что примерно на порядок ниже, чем при обычно применяемых схемах и режимах СВ.

Разработаны технология ПСВ для ремонта топливных баков универсальных ракетно-космических транспортных систем «Энергия-Буран» и «Ariane-5»; технология ПСВ для плакирования канала артиллерийских стволов типа КБАЗ износостойким покрытием из хастеллоя «С»; технология СУВ для монтажа стыков токоведущих алюминиевых магистральных шинопроводов; комбинированная технология ПСВ и ЭЛС биметаллических (Al + нержавеющая сталь) анододержателей для электролизеров алюминия и др. Все разработанные технологии прошли натурные испытания и нашли широкое применение на предприятиях аэрокосмического комплекса, общего машиностроения, энергетики, цветной металлургии в Украине, в странах СНГ и за рубежом.

УДК 621.791 (688.8)

ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА*

Устройство для сварки, отличающееся тем, что в него дополнительно введен датчик коротких замыканий, работающий в фазе с блоком сравнения напряжения дуги с задающим напряжением, причем вход датчика коротких замыканий подключен ко второму выходу блока сравнения напряжения дуги с задающим напряжением, а выход — через усилительное устройство к дополнительному входу блока формирования длительности импульса. Патент РФ 2210475. А. Ф. Князьков, С. А. Князьков, А. В. Веревкин (Томский политехнический университет) [23].

Сборочно-сварочный вращатель-кантователь, отличающийся

тем, что подшипники передней и задней бабки выполнены в виде втулок-ориентаторов с открытыми продольными пазами, в которые с возможностью высвобождения введены штифты, смонтированные в шпиндели перпендикулярно к их осям. Патент РФ 2210476. Н. Н. Новиньков (ОАО Московский «Завод им. И. А. Лихачева») [23].

Способ высокоскоростной аргоно-дуговой наплавки цилиндрических деталей, отличающийся тем, что торцу присадки предварительно придают форму конуса с углом при вершине 2α , присадку ориентируют продольной осью относительно оси вращения детали под углом $\alpha = 75...88^\circ$, совмещая образующую последней с образующей конуса присадки, и разогревают конец присадки до пластического состояния, а присадку вращают с условием совпадения вектора окружной скорости основания конуса по величине и направлению с вектором окружной ско-

* Приведены сведения о патентах, опубликованных в бюллетенях РФ «Изобретения. Полезные модели», № 23, 2003 г. (в квадратных скобках указан номер бюллетеня).



рости образующей детали, причем линию действия векторов окружных скоростей присадки и детали в точке их совпадения совмещают с плоскостью, перпендикулярной к оси детали и проходящую через образующую вольфрамового электрода со стороны наплавляемого слоя. Патент РФ 2211123. Нематулла Машрабов (Челябинский государственный агроинженерный университет) [24].

Аппарат для электродуговой сварки, содержащий множество источников электропитания для обеспечения сварочного поста постоянным током заданного значения, управляемым регулируемым сигналом управления, причем сварочный пост имеет вход для входного тока, выход для подачи тока дуговой сварки между электродом и изделием и датчик тока дуги. Приведены отличительные признаки аппарата. Патент РФ 2211124. Эллиотт К. Става (Линкольн Глобал, Инк., США) [24].

Способ получения плоских биметаллических титаностальных заготовок сваркой взрывом, отличающийся тем, что рабочую поверхность жесткого основания, на котором устанавливают неподвижную пластину, выполняют вогнутой в виде части цилиндра с осью симметрии, параллельной направлению detonации, с радиусом кривизны $R = (15 + 35)((h_2/2) - h_1)$, где h_1 — толщина метаемой пластины; h_2 — толщина биметаллической заготовки, получают криволинейную заготовку радиусом, равным радиусу кривизны жесткого основания, которую затем подвергают пластическому деформированию до получения плоской заготовки. Патент РФ 2211125. Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова и др. (Волгоградский ГТУ) [24].

Способ наплавки покрытия на деталь, включающий возбуждение в наплавляемой детали в процессе наплавки ультразвуковых колебаний, отличающийся тем, что наплавку производят в узле колебаний ультразвуковой стоячей волны. Патент РФ 2212988. Т. М. Гаврилова, О. И. Ильченко, Г. Е. Трекин, В. М. Фарбер (Уральский ГТУ-УПИ) [27].

Способ дуговой сварки, отличающийся тем, что дополнительно производят наложение на дугу высокочастотного низковольтного напряжения, инициируют в периферийной зоне дугового разряда SKIN-эффект, при этом число актов ионизации и рекомбинации на каждый разряд уменьшают, с последующим понижением температуры в области протекания SKIN-эффекта и контрагированием дуги. Патент РФ 2212989. С. М. Бурдаков [27].

Способ поверхностного монтажа электронных компонентов (ЭК) на печатной плате (ПП), отличающийся тем, что загрузку ЭК в накопители производят с учетом расположения их выводов относительно ориентации контактных площадок ПП, а приварку выводов ЭК к контактным площадкам ПП осуществляют тремя сварочными электродами, образующими две пары сдвоенных электродов, расположенных во взаимно перпендикулярных плоскостях. Патент РФ 2212990. Э. И. Плавинский, Н. В. Лапичев, П. И. Голубев (РФЦ — ВНИИ экспериментальной физики) [27].

Проволока для наплавки стальная высокохромистая, содержащая в качестве основных легирующих элементов углерод, хром, марганец и кремний, отличающаяся тем, что она содержит элементы в следующем соотношении, мас. %: 0,09...0,14 углерода, 14...16 хрома, 1,6...2,4 марганца, 0,3...0,7 кремния. Патент РФ 2212991. А. И. Демин, В. А. Коротков, И. Д. Михайлов и др. (ООО «Композит») [27].

Способ индукционной наплавки тонкостенных изделий, включающий нанесение шихты на упрочняемую поверхность изделия и размещение его в индукторе, отличающийся тем, что проводят поочередно двухстороннюю наплавку изделия, при этом первоначально наплавляют первую сторону, после охлаждения укладывают изделие этой стороной на композицию, состоящую из 95 % маршалита и 5 % борной кислоты, с формированием на первой стороне в процессе наплавки второй стороны защитной рубашки в виде корки, толщиной не менее основного металла, затем охлаждают изделие с отслоением и удалением корки. Патент РФ 2214322. Ю. А. Зайченко, В. В. Косаревский, Л. Н. Очкина (Инженерный центр «Сплав») [29].

Устройство для газопламенной обработки материалов, содержащее ствол с каналами подвода горючего газа, режущего кислорода и кислорода для горения, соединенными соответственно с трубками подвода горючего газа, режущего кислорода и кислорода для горения, головку и сменную насадку, имеющую сменный наконечник и смеситель. Приведены отличительные признаки устройства. Патент РФ 2214895. И. И. Колупасев (ООО «Компания «Корд») [30].

Способ диффузионной сварки разнородных материалов, отличающийся тем, что температуру процесса сварки выбирают соответствующей температуре образования эвтектики, время выдержки при температуре сварки составляет 3...5 мин, а сварочное давление в процессе нагрева деталей до температуры устанавливаем 0,8...0,9 предела текучести σ_T материала промежуточной прокладки, при этом в момент образования эвтектики давление устанавливают равным нулю. Патент РФ 2214896. А. В. Люшинский, Г. И. Джанджгава, А. А. Ефанов (ОАО «Раменское приборостроительное КБ») [30].

Сменная насадка для газопламенной обработки металлов, отличающаяся тем, что она выполнена сопловой и снабжена переходником с конусообразной смесительной камерой и стержнем с коническим хвостовиком, расположенным в конусообразной смесительной камере переходника, который одним концом закреплен в сменном наконечнике, а на другом его конце смонтирован смеситель, концентрично расположенный на стержне, в смесителе выполнены отверстия для подачи горючего газа и кислорода и сообщающиеся с ними отверстия для смешивания газов, сообщающиеся с конусообразной смесительной камерой переходника. Патент РФ 2215623. И. И. Колупасев (ООО «Компания «Корд») [31].

Способ высокоскоростной электродуговой наплавки цилиндрических деталей 1, отличающийся тем, что присадочную проволоку подают под тупым углом к вектору скорости вращения детали, обеспечивая ее постоянное прижатие к детали в активном пятне электрической дуги. 2. **Способ высокоскоростной электродуговой наплавки по п. 1**, отличающийся тем, что присадочную проволоку подают под углом 140...160° к вектору скорости детали. Патент РФ 2215624. Нематулла Машрабов (Челябинский ГТУ) [31].

Устройство для наплавки деталей с изношенной цилиндрической поверхностью, отличающееся тем, что оно снабжено бункером с трубкой для подачи порошкового присадочного материала (ППМ) с ферромагнитными свойствами, желобом с прорезью под проволоку, закрепленным на выходном конце трубки с возможностью поворота для дозирования, обжатия и сглаживания налипшего на проволоку ППМ, горизонтальной штангой для соосной установки детали и дополнительной опорой в виде подшипника скольжения, выполненной из графита, посредством которой источник питания подключен к детали, при этом бункер для подачи ППМ скреплен с узлом продольного перемещения, а горизонтальная штанга одним концом скреплена с валом привода вращения детали, и второй ее конец установлен на дополнительной опоре. Патент РФ 2215625. И. М. Ивочкин, А. М. Потапов, О. И. Стеклов (ОАО «Горнопромышленная финансовая компания») [31].

Робототехнический комплекс для контактной точечной сварки, отличающийся тем, что он содержит устройство формирования зондирующих импульсов тока, датчики, анализатор зондирующих и сварочных импульсов, задатчик сварочных импульсов источника сварочного тока, систему управления роботом и систему маркировки сварных точек, при этом устройство формирования зондирующих импульсов тока связано посредством датчиков с анализатором зондирующих и сварочных импульсов, который функционально и посредством датчиков связан с задатчиком сварочных импульсов источника сварочного тока, с системой управления роботом и системой маркировки сварных точек. Патент РФ 2215626. И. Г. Чапаев, В. В. Рожков, Н. А. Бычихин и др. (ОАО «Новосибирский завод концентратов») [31].

Способ диффузионной сварки тугоплавкого металла, отличающийся тем, что перед сдавливанием в зону сварки вводят порошок одноименного металла, сдавливают с усилием, не пре-



вышающим предел текучести свариваемого металла, но не менее 0,5 его значения, нагревают соединение до температуры рекристаллизации тугоплавкого металла, а изотермическую выдержку проводят в течение времени, обеспечивающего прохождение процесса первичной рекристаллизации. Патент РФ 2215627. С. Ф. Гнусов, И. Н. Севастьянова, А. Г. Мельников, С. Н. Кульков (Институт физики прочности и материаловедения СО РАН) [31].

Способ газопламенной обработки материалов, отличающийся тем, что индукционную обработку осуществляют в виде дополнительного локального нагрева зоны обработки токами высокой частоты, располагая индуктор на необходимом расстоянии от обрабатываемой поверхности материала для выделения тепла внутри материала на заданной глубине, при этом высокотемпературную газовую струю из сопла газовой горелки подают в зону действия индуктора, причем локальный индукционный нагрев используют до газопламенной обработки, после или в течение всего цикла газопламенной обработки, а обработку материала осуществляют с возможностью перемещения сопла газовой горелки и индуктора или обрабатываемого материала. Патент РФ 2215628. В. В. Вологдин, В. Е. Злотин, М. В. Шубин, М. В. Палий [31].

Способ соединения пористого металлического или металло-керамического материалов путем нагрева электронным лучом, при котором между свариваемыми поверхностями соединяемых деталей устанавливают расплавляемую вставку. Приведены отличительные признаки. Патент РФ 2215629. В. В. Овчинников, А. А. Антонов, М. А. Гуреева [31].

Источник питания сварочной дуги, отличающийся тем, что диоды трансформатора образуют мост, первая диагональ моста соединена с вторичной обмоткой трансформатора, вторая диагональ — с нагрузкой, конденсаторы выполнены электролитическими и последовательно соединены между собой в наплавлении, противоположном проводимости шунтируемых ими диодов, при этом одна из ветвей второй диагонали моста имеет диоды, шунтированные конденсаторами. Патент РФ 2216438. А. Г. Ефимов [32].

Способ пайки алюминия и алюминиевых сплавов, при котором используют флюс, содержащий фтороцинкат щелочного металла и смесь фторида щелочного металла и фторида цинка, и проводят пайку при температуре в интервале 420...590°C, причем в качестве щелочного металла применяют калий, или цезий, или рубидий. Приведены 19 отличительных признаков способа и флюса. Патент РФ 2217272. У. Зезекс-Кайро, И. Фрезе, А. Беккер (Солвей Флоур унд Деривате ГмБХ, Германия) [33].

Способ газопламенной обработки, отличающийся тем, что формируют газовую подушку над элементарными источниками газовой смеси, при этом перед подачей рабочей энергии и тока через элементарные источники газовой смеси пропускают ток, меньший рабочего тока, для вытеснения образующейся газовой смесью части жидкости из газовой подушки в объем автоподлива и затем устанавливают рабочий ток. Патент РФ 2217273. Л. П. Петренко [33].

Аппарат для выполнения процесса дуговой электросварки с коротким замыканием, использующий кривую первого сигнала для управления стадией короткого замыкания и последующую кривую второго сигнала для управления дуговой стадией, содержащий компаратор для генерирования сигнала дуги, когда завершается стадия короткого замыкания, и контроллер, переключающий указанный аппарат с управления при помощи указанной кривой первого сигнала на управление при помощи указанной кривой второго сигнала в ответ на указанный сигнал дуги. Приведены 20 отличительных признаков аппарата, его контроллера и способа управления аппаратом. Патент РФ 2217274. Э. К. Става (Линкольн Глобал, Инк., США) [33].

Способ сварки с помощью короткого замыкания и аппарат для его осуществления. Аппарат для дуговой сварки с коротким замыканием двух отделенных друг от друга краев первого и второго обрабатываемых изделий, образующих между собой удлиненную канавку, которая определяет зазор, с помощью

плавления подаваемой сварочной проволоки и нанесения расплавленной проволоки на указанный зазор для того, чтобы соединить указанные два отделенных друг от друга края. Приведены и другие известные и 90 отличительных признаков способа. Патент РФ 2217275. Э. К. Става (Линкольн Глобал, Инк., США) [33].

Устройство управления движением сварочного электрода, содержащее источник питания дуги, шунт сварочной цепи, датчик сварочного тока, полосовой фильтр, настроенный на частоту колебаний электрода, синхронный детектор и фильтр низкой частоты, датчик фазы сканирования, усилитель и привод перемещения головки поперек стыка. Приведены отличительные признаки устройства. Патент РФ 2217276. В. М. Панарин, Э. В. Рошупкин, Н. В. Воронцова и др. (Тульский ГТУ) [33].

Устройство автоматического управления положением сварочной головки, содержащее источник питания дуги, шунт в сварочной цепи, датчик сварочного тока, первый полосовой фильтр, настроенный на частоту колебаний электрода, синхронный детектор и фильтр низкой частоты, датчик фазы сканирования, колебатель и привод перемещения головки поперек стыка. Приведены отличительные признаки устройства. Патент РФ 2217277. В. М. Панарин, Э. В. Рошупкин, Н. В. Воронцова и др. (То же) [33].

Головка для плазменной обработки материалов, отличающаяся тем, что основное сопло имеет дополнительное сменное сопло, имеющее центральный выходной канал, кольцевую проточку на наружной стороне со стороны рабочей зоны, служащую для образования потока газа, сжимающего плазменный факел, и каналы для выхода газа, расположенные концентрично вокруг центрального выходного канала и выходящие в кольцевую проточку. Патент РФ 2217278. А. Ф. Коцей, В. В. Бондарь, С. Ю. Чернобоков (ОАО «Белоярский экспериментально-инструментальный завод» [33].

Способ электронно-лучевой наплавки, отличающийся тем, что одновременно с наплавляемым порошковым материалом в направлении перемещения изделия подают наплавочный материал в виде проволоки или ленты на расстоянии по вертикали от наплавляемой поверхности в зону прохождения электронного луча с плотностью энергии, достаточной для плавления материала. Патент РФ 2217279. С. И. Белюк, В. Е. Панин, В. Г. Дураков, В. П. Безбородов (Институт физики прочности и материаловедения СО РАН) [33].

Устройство для электронно-лучевой сварки, отличающееся тем, что фокусирующая линза выполнена из трех последовательно установленных электродов, изготовленных в виде раструбов, постепенно сужающихся от ускоряющего анода к свариваемому изделию, при этом между первым и вторым электродами образован зазор для ускорения электронов, а между вторым и третьим электродами образован зазор для замедления электронов. Патент РФ 2217280. В. Т. Доронин (Алтайский ГТУ им. И. И. Ползунова) [33].

Устройство для электронно-лучевой сварки, отличающееся тем, что каждая электромагнитная фокусирующая линза выполнена в виде индуктирующей магнитное поле кольцеобразной трубки из сверхпроводящего материала, имеющей пазовое разделение торцов с образованием зазора между ними. Патент РФ 2217281. В. Т. Доронин, В. Ф. Заданцев (То же) [33].

Устройство для электронно-лучевой сварки, отличающееся тем, что фокусирующая линза выполнена из двух последовательно установленных электродов, первый из которых изготовлен в виде раструба, сужающегося от ускоряющего анода к свариваемому изделию, а второй изготовлен в виде короткой трубы, при этом между электродами образован зазор для ускорения электронов. Патент РФ 2217282. В. Т. Доронин (То же) [33].

Состав сварочной проволоки, отличающийся тем, что он дополнительно содержит ванадий, кобальт, иттрий и алюминий при следующем соотношении компонентов, мас. %: 0,3...0,35 углерода; 0,3...0,6 кремния; 1,5...2,0 марганца; 2,0...2,5 хрома; 1,0...2,0 никеля; 1,0...1,5 вольфрама; 0,4...0,5 молибдена;



0,05...0,1 ванадия; 0,5...1,0 кобальта; 0,04...0,06 иттрия; 0,01...0,03 алюминия; остальное железо. Патент РФ 2217283. Л. Л. Старова, М. Т. Борисов, В. И. Лукин и др. (ФГУП «ВИАМ») [33].

Сварочная проволока для сварки корпусов атомных реакторов и других сосудов давления для энергетического машиностроения, отличающаяся тем, что она дополнительно содержит кальций и натрий при следующем содержании компонентов, мас. %: 0,08...0,14 углерода; 0,15...0,40 кремния; 0,2...0,8 марганца; 2,5...3,5 хрома; 0,3...0,7 никеля; 0,4...1,2 молибдена; 0,001...0,005 натрия; 0,05...0,25 ванадия; 0,01...0,06 меди; 0,001...0,006 серы; 0,001...0,006 фосфора; 0,001...0,010 мышьяка; 0,001...0,008 сурьмы; 0,005...0,02 кобальта; 0,0001...0,010 олова; 0,003...0,012 азота; 0,005...0,050 алюминия; 0,01...0,15 титана; 0,005...0,030 кальция; 0,001...0,005 кислорода; 0,001...0,010 свинца; остальное железо, при следующих ограничениях по соотношению элементов в сварочной проволоке: $C+(Cr+V+Mo)/5+Ni/15=72\cdot10^{-2}+102\cdot10^{-2}$, $(Ni+Mn+1,5Cu)(P+0,25Sb+0,25Sn) \leq 97\cdot10^{-4}$. Патент РФ 2217284. Г. П. Корзов, С. Н. Галаткин, Э. Н. Михалева и др. (ФГУП ЦНИИКМ «Прометей») [33].

Состав электродного покрытия, отличающийся тем, что он дополнительно содержит ильменитрутилцирконовый концент-

рат при следующем соотношении указанных компонентов, мас. %: 49...54 ильменитрутилцирконового концентрата; 12...18 мрамора; 10...15 талька; 3...5 каолина; 15...17,5 марганецсодержащего компонента; 0,5...3,0 органического газообразователя. Патент РФ 2217285. Л. П. Мойсов, В. Я. Шарадан, Г. Г. Акчурина, Г. Л. Мойсов (ОАО «НИИМонтаж») [33].

Состав электродного покрытия, отличающийся тем, что он дополнительно содержит ильменитовый концентрат и поташ при следующем соотношении указанных компонентов, мас. %: 20...40 рутилового концентрата; 10...30 ильменитового концентрата; 9...11 талька; 18,5...19 мрамора; 13...14 ферромарганца; 4...5 каолина; 1,2...1,5 целлюлозы; 0,8...1,0 поташа. Патент РФ 2217286. В. М. Шмелев, С. В. Перепелкин, А. В. Шмелев [33].

Состав электродного покрытия, отличающийся тем, что он дополнительно содержит поташ, а в качестве компонента, включающего оксид титана, использован титановый шлак и ильменитовый концентрат при следующем соотношении компонентов, мас. %: 30...40 титанового шлака; 10...20 ильменитового концентрата; 7...11 талька; 16...21 мрамора; 11...13 ферромарганца; 4...5 каолина; 1,3...1,6 целлюлозы; 0,7...1,2 поташа. Патент РФ 2217287. В. М. Шмелев, С. В. Перепелкин, А. В. Шмелев [33].

ПО ЗАРУБЕЖНЫМ ЖУРНАЛАМ*

SCHWEISSEN & SCHNEIDEN

(Германия), 2003. —
№ 7 (нем., англ. яз.)

Speck J. Повышенная гибкость при рельефной сварке в автомобилестроении, с. 360–361.

Испытание защиты от лазерного излучения, с. 361–362.

Ремонт мельничного колеса измельчения минералов, с. 362–363.

Dilthey U., Hichri H. Строение системы контроля и регулирования для контроля в масштабе реального времени при сварке в смеси защитного газа на основе нейтрофазы-архитектуры, с. 366, 368–372.

Новое в сварочной технике в 2002 г., с. 382.

Публикации последнего года.

3. Склеивание, с. 382.

3.1. Enleitung, с. 382.

3.2. Адгезия и обработка поверхности, с. 382.

3.3. Клей, с. 382, 384.

3.4. Прочность, испытание и расчет клеевых соединений, с. 384–385.

3.5. Обработка и применение клея, с. 385–386.

Nassenstein K., Schnick T. Направление и новые методы термического напыления, с. 388, 390.

Beckert M. Из истории сварки: кованые и сварные мечи, с. 390–392.

Huppertz P. H. Сварка в аппаратостроении и сосудостроении (конференция в Мюнхене), с. 393–401.

Wohlfahrt H. Комиссия XII «Вибрационная прочность сварных деталей», с. 402–404.

(Германия), 2003. —
№ 8 (нем., англ. яз.)

Stein N. Трехмерный (объемный) контроль сварного шва оптическими датчиками, с. 420–421.

Разработана новая техника очистки сопел для сварки в защитных газах, с. 421–422.

Коротковолновое лазерное излучение, полученное благодаря удвоению частоты, с. 422–423.

Klimpel A. Порошковая наплавка на легированный чугун со сферическим графитом, с. 424, 426–428, 430–431.

Bach F.-W. et al. Высокотемпературная пайка токих деталей из титановых сплавов с парциальным нагревом, с. 432, 434–435.

Matthes K.-J., Alaluss K. Применение методов конечных элементов при изготовлении массивных инструментов для горючей формовки методом формообразующей наплавки, с. 436–440, 442–444.

Killing R. О причине разрыва капель при сварке МАГ нелегированных и низколегированных сталей, с. 445–447.

Zwatz R. Требования к аттестации персонала в сварочной технике и применяющиеся методы, с. 447–450.



(Франция), 2002. — Vol. 56,
№ 9/10 (франц. яз.)

Arnaud G. et al. Новые области применения электронно-лучевой сварки при изготовлении крупногабаритных прецизионных изделий. Промышленные перспективы, с. 3–5.

Briand F. et al. Гибридная дуговая/лазерная сварка, с. 9–13.

Gabriel F. et al. Сравнение 4-х моделей источников тепла для моделирования процесса сварки ТИГ, с. 15–20.

Статистические данные SYMAP — итог 2002 г., с. 23–25.

Dijols M. Открытие специализированных школ по сварке в Лотарингии. Отчет Высшей школы по сварке и ее применению и школы подготовки техников-сварщиков, с. 29–36.

(Франция), 2002. — Vol. 56,
№ 11/12 (франц. яз.)

Tran Tien T. Первое промышленное применение самоадаптивного процесса сварки МАГ с контролируемыми короткими замыканиями. Сварка с самоадаптивным слежением по стыку ободов дипольных магнитов, с. 3–10.

Sire S. et al. Улучшение рабочих параметров сварки ТИГ сплавов алюминия — способ FBTIG (Flux-Bounded TIG), с. 11–13.

Fortain J. M., Bonnefois B. Роль сочетания проволока-газ при сварке МИГ сплавов на основе никеля и аустенитных нержавеющей сталей с использованием присадочного металла на основе никеля, с. 15–18.

* 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 заказам (заказ по тел. (044) 227-07-77, НТБ ИЭС).



Bonnefois B. et al. Сварка А-ТИГ нержавеющей высокоазотистых сталей — высокоэффективный способ с точки зрения металла шва, с. 21–25.

Статистические данные за ноябрь 2002 г., с. 27–28.

(Франция), 2003. — Vol. 57,
№ 1/2 (франц. яз.)

Guillemaud R. et al. Проектирование и оптимизация линии рентгеновского контроля — вклад моделирования, с. 3–10.

Bourat C. Серии рентгеновских источников — развитие и ограничения, с. 11–20.

Munier B. Рентгеновские дефектоскопы — современное состояние и новинки, с. 21–27.

Besnard E. Прогнозирование технических возможностей обнаружения дефектов при контроле сварных швов, с. 29–32.

Blettner A., Gibaux E. Цифровые дефектоскопы и пленки — сравнение технических характеристик при контроле сварных швов, с. 33–38.

Chauveau D., Besnard E. Измерение коррозии с помощью фотостимулирующих экранов — области промышленного применения, с. 39–42.

Kahloun C. Дифрактометрический анализ остаточных напряжений в сварных соединениях небольших размеров, с. 43–54.

Франция — первые оценки деятельности в области сварки, соединений и соответствующих отраслей производства в 2002 г., с. 58–61.

Исследование состояния зрения французских сварщиков, с. 61–64.

(Франция), 2003. — Vol. 57,
№ 3/4 (франц. яз.)

Carbonell L. Влияние выбора процесса сварки на стойкость к питтинговой коррозии сварных соединений из нержавеющей сталей типа 304 L, с. 3–16.

Sibila G. et al. Экспериментальное исследование точечной сварки — первые анализы измерений термического цикла, выполненных в процессе сварки, с. 19–25.

Petterson G. Сравнение разных методов расчета усталости сварного компонента, с. 27–35.

Конкурс сооружений из стали «PALMARES ACIER 2002», с. 37–40.



(Румыния), 2003. — XIII,
№ 2 (рум., англ., нем. яз.)

Goncalves V., Salema A. Гибридная лазерная сварка ТИГ — программа расчета сварочных параметров и температур предварительного нагрева легированных сталей, с. 7–12.

Solomon G., Cicic D., Dumitru V. Восстановительная наплавка кобальтовым сплавом вентиля для нефтехимической промышленности, с. 14–21.

Catana D. I., Machedon-Pisu D. I. Моделирование поведения при растяжении точечных сварных соединений, с. 23–27.

Savu I. D. Моделирование опорного сигнала для систем датчиков дуги, используемых при сварке МИГ двумя проводками, с. 28–33, 36–41.

Dilthey U., Woeste K. Электронно-лучевая сварка толстостенных труб большого диаметра, с. 46–48.

Schreiber F., Honeck H. Мобильная ручная плазменно-порошковая наплавка, с. 49–51.

Balter K. Обработка поверхности наплавкой, с. 56–57.

Sitte G. Точечная контактная пайка стальных листов толщиной до 3 мм, с. 58–60.

Simler H., Krink V., Laurish F. Экономичная, прецизионная высококачественная резка, с. 61–63.

(Румыния), 2003. — XIII,
№ 3 (рум., англ., нем. яз.)

Ratiu M. D. et al. Методика определения максимально допустимой сейсмической нагрузки сварных стальных ферм, подверженных малоцикловой усталости, с. 7–14.

Potente H. et al. Соединение спеченной керамики и спеченных металлов, с. 15–17.

Bergmann J. P. et al. Сварка легких конструкций универсальным диодным лазером, с. 18–20.

Rech G. et al. Индукционная термообработка рельсов, с. 22–24.



(Великобритания), 2003. — № 125
(англ. яз.)

Назад в будущее — основная сертификация персонала по неразрушающему контролю, с. 3.

Pinson I. 1 год основания Института по сварке рельсов, с. 3.

Cozens M. Использование условных обозначений швов на чертежах, с. 4–5.

Howlett J. Проблема соленой воды относительно образования трещин, с. 6.

Сертификация инспекторов по сварке, с. 7.

(Великобритания), 2003. —
№ 126 (англ. яз.)

Технологии по возобновляемым источникам энергии в Британском институте сварки, с. 1–2.

Cozens M. Угловые сварные соединения — технологичность, с. 4–5.

Гибридная лазерно-дуговая сварка с адаптивным управлением, с. 6.



(Югославия), 2003. — Let. 52, № 1
(словен. яз.)

Mita T. Проблемы технологий дуговой сварки, с. 3–10.

Zabukovec M. et al. Термитная сварка рельсов, с. 11–14.



(Германия), 2003. —
№ 4 (англ. яз.)

Zah M., Ulrich C. Лазерная сварка, выполняемая в контейнере, с. 180–181.

3-я конференция по технологии высоко- и низкотемпературной пайки, проходящая в Германском обществе сварщиков (DVS): Общество по высоко- и низкотемпературной пайке — подразделение DVS, с. 182–187.

Kohler G. et al. Применение низкотемпературной пайки в микротехнике, где используется стеклянный припой, с. 188–191.

Fussel U. et al. Использование традиционной технологии сварки для получения новых соединений высокотемпературной пайкой в разделку, с. 193–195.

Saidov R. M. et al. Повышение свариваемости алюминиевых сплавов благодаря использованию флюсов. Ч. 1. Форма шва и неравномерности поверхности, с. 196–200, 202–203.

Hart P. H. M. Влияние микролегирования ванадием на свариваемость сталей, с. 204–210.

Datta R. et al. Фигурная сварка сплавов MnMoNi, предназначенных для объектов тяжелого машиностроения, с. 216–224.

Hahn O., Tan Y. Применение нейронной сети для прогнозирования несущих характеристик клепаных соединений под квазистатической сдвигающей нагрузкой при растяжении, с. 226–230.



(США), 2003. — Vol. 82,
№ 7 (англ. яз.)

Современное оборудование для выравнивания и зажима труб, с. 30–31.

Zhang S.B., Sun D., Xu P. Сварка крупногабаритных стальных конструкций без слежения за стыком, с. 32–36.

Burgart D. R. Основные критерии выбора манипулятора, с. 37–39.

Michael Z., Sutton G. Проектирование манипуляторов для робототехники, с. 40–43.

Culison A., Johnsen M. R. Выставка по сварке 2003 г., посвященная 50-летию Американского сварочного общества, с. 45–49.



Kang S. W., Kim W. S. Кривая Веллера, предложенная для дуострутельных сварных конструкций, с. 161–169.

Dave V. R. et al. Моделирование диффузионной сварки с использованием вероятностных подходов, с. 170–178.

Agashe S., Zhang H. Выбор режимов на основе теплового баланса при контактной точечной сварке, с. 179–183.

Huang C., Kou S. Образование ликвационных трещины в алюминиевых сварных соединениях с частичным проплавлением — влияние колебания проплавления и заполнения с обратной стороны шва, с. 184–194.

(США), 2003. — Vol. 82, № 8 (англ. яз.)

Forrest M. G. Лазерная сварка замыкающих кромок автомобилей панелей, с. 30–35.

Lee A., Henderson D., Moses R. Лазерная сварка тонкостенных труб для автомобильной промышленности, с. 36–40.

Dodd A., Bialach J. Ремонт лопаток турбин с помощью лазерной сварки, с. 42–45.

Hancock R. Резка стальных плит с использованием гибридной лазерно-кислородной технологии, с. 46–47.

Hancock R. Броня, изготовленная с помощью лазерной резки, для защиты войск от наземных мин, с. 48.

Cho Y., Rhee S. Экспериментальное исследование ядра точки при контактной точечной сварке, с. 195–201.

Luo J. et al. Новый подход к модели потока жидкости в сварочной ванне при дуговой сварке ТИГ с использованием продольного электромагнитного управления, с. 202–206.

Rathbun R. W. et al. Усталостные характеристики высокопрочных листовых сталей, сваренных точечной сваркой, с. 207–218.

Toit M. Du., Pistorius P. C. Контроль содержания азота в процессе автогенной дуговой сварки нержавеющей стали. Ч. 1. Экспериментальные наблюдения, с. 219–224.

Lee H. W., Kang S. W. Зависимость между остаточными напряжениями и образованием поперечных трещин в стальной плите большой толщины, с. 225–230.



(Югославия), 2003. — Vol. 46, № 1–2 (сербскохорв. яз.)

50-я годовщина Общества сварщиков Хорватии, с. 3–18.

Hofe D. von. Тенденции развития сварочных технологий в Германии, с. 27–37.



(Словакия), 2003. — Vol. 51, № 11–12 (словац. яз.)

Kristensen J. K. Тенденции и разработки в области сварки и смежных процессов, с. 229–238.

Bernasovsky P., Vitasek M., Brziak P. Возможности сварки разнородных соединений между сталями Р 91 и 15 128, с. 239–242.

Jankura D., Brezinova J. Трибологические свойства наплавленных металлов, с. 243–246.

Schambergerova J. et al. Параметры лазерной сварки су-персплавов для авиационно-космической промышленности, с. 247–250.

Bohatka R., Job P. Дуговая сварка под флюсом камер из стали X10CrMoVNb91, с. 251–253.

VTE. AUFBAU- UND VERBINDUNGSTECHNIK
IN DER ELEKTRONIK (Германия),
2003. — Heft 4, August (нем. яз.)

Berek H. et al. Паяльная паста для пайки оплавлением. Повышенная надежность, с. 165–170.

Stingl J. S. Твердеющие под источниками света клеи, с. 171–176.

НОВЫЕ КНИГИ

Г. М. Григоренко, Ю. М. Помарин, В. Ю. Орловский, В. В. Лакомский. Азот в жидких высокорекреационных металлах и сплавах. — Киев: Изд-во «Сталь», 2003. — 156 с.



Книга подготовлена коллективом авторов Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины и является результатом многолетних исследований абсорбции азота жидкими высокорекреационными металлами и сплавами, которые были впервые обобщены. В ней рассмотрены общие физико-химические закономерности взаимодействия гетерогенных систем металл–жидкий металл и современные представления о реакциях, протекающих в поверхностном слое. На основании проведенного анализа существующих методик исследований данных систем было показано, что для исследования сорбции азота жидкими высокорекреационными металлами наиболее приемлемой является плавка во взвешенном состоянии.

Приведены результаты исследований взаимодействия азота газовой фазы с жидкими металлами: хромом, ванадием, ниобием, цирконием, титаном и сплавами железа с высокой концентрацией данных металлов в широком диапазоне парциальных давлений азота в области температур, характерных для процессов специальной электрометаллургии и сварки. На основании экспериментальных данных получены термодинамические и кинетические зависимости поглощения азота жидкими высокорекреационными металлами и сплавами. Определены лимитирующая стадия процесса и константы скорости химико-адсорбционного процесса. По результатам исследований была выдвинута концепция механизма растворения азота в жидких высокорекреационных металлах.

Полученные значения термодинамических и кинетических величин могут быть использованы для определения параметров газового режима в процессах сварки и электрометаллургии.

Книгу можно заказать в ИЭС им. Е. О. Патона по тел. (044) 261 52 44

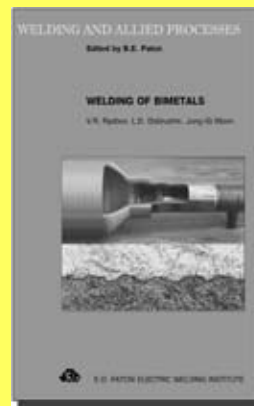


В рамках книг и монографий под редакцией академика Б. Е. Патона «Welding and Allied Processes», издаваемой в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ на английском языке в 2003 г. из печати вышли очередные книги.

СВАРКА БИМЕТАЛЛОВ (В. Р. Рябов*, Л. Д. Добрушин*, Джунг-Джи Мун**, *Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Украина, **Корейский ин-т деталей машин и материалов, Тэджон). — Международная ассоциация «Сварка», 130 с., формат 140×200 мм, мягкий переплет.

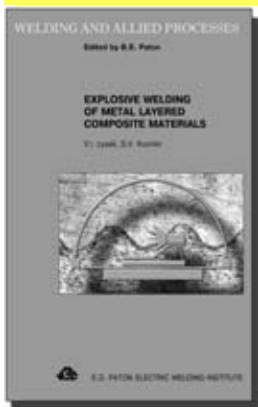
В книге описаны текущее состояние производства слоистых композиционных материалов, включая биметаллы, а также методы их производства. Кратко представлены принципы теории соединения в твердой фазе разнородных металлов. Рассмотрены физико-химические процессы, протекающие в зоне соединения материалов, для производства биметаллов горячей и холодной прокаткой и сваркой взрывом. Выполнен анализ процессов диффузии на поверхности раздела разнородных металлов (сталь + алюминий, сталь + титан и т. д.) и структуры и свойств сварных соединений, выполненных с использованием биметаллических вставок.

Описаны результаты исследований и технологии, разработанные для производства комбинированных (биметаллических) соединений сваркой взрывом с последующей дуговой сваркой.



СВАРКА ВЗРЫВОМ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ (В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Волгоградский гос. техн. ун-т). — Международная ассоциация «Сварка», 118 с., формат 140×200 мм, мягкий переплет.

В книге представлены оригинальные результаты исследований в области сварки взрывом металлических слоистых композиционных материалов, цель которых заключалась в раскрытии динамики и механизма образования соединения при высокой скорости соударения металлических компонентов, проанализированы существующие концепции в этой области, рассмотрены основные методы и параметры процесса, их функциональная зависимость и влияние на структуру и качество полученных сварных соединений, а также вопросы, связанные с микронеоднородностью, возникающей в последних. Представлено описание наблюдаемых явлений и количественное определение предельных величин параметров сварки, при которых образуются ровная линия контакта и аномальные волны в зоне сварного шва. Показано, что средняя масса соединенных слоев является параметром, определяющим исследуемый процесс. Обнаружено, что положение нижнего предела параметров сварки взрывом, отвечающее за получение равнопрочных соединений, зависит от показателя деформируемости процесса, тогда как положение верхнего предела зависит прежде всего от теплофизических и химических свойств расплава в зоне сварного шва, основном металле и комбинации параметров их соударения. Разработан энергетический баланс сварки взрывом двух- и многослойных металлических композиционных материалов, включая подробное описание составляющих потребления энергии преобразования взрывчатого вещества и оценку эффективности (КПД) процесса. Дано соотношение между основными параметрами сварки взрывом и потерей энергии на пластическую деформацию сваренного металла и кумуляцию. Показано, что образование соединения происходит в условиях значительной неустойчивости процесса, что влияет на анизотропию свойств поверхностей раздела слоев композиционного материала. Рекомендована методика оценки режимов сварки многослойных композиционных материалов, которая позволяет определить оптимальный метод и параметры процесса. Описаны оригинальная методика определения времени сварки взрывом и кинематическая модель высокоскоростного соударения пластин в многослойном композиционном материале. Эта книга предназначена для ученых и инженеров, работающих в области сварки металлов взрывом.



КАТОДНЫЕ ПРОЦЕССЫ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГИ В ПАРАХ МЕТАЛА (Б. Ютнер*, Ю. Васенин** (*Ун-т им. А. Гумбольдта, Макс Планк институт физики плазмы, Берлин, Германия, **Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Украина). — Международная ассоциация «Сварка». — 68 с., формат 140×200 мм, мягкий переплет.

Книга посвящена теоретическому и вычислительному исследованию физических процессов электрической дуги, горячей в парах материала катода (вакуумная дуга). Разработаны физические и математические модели, которые позволяют самосогласованно описать процесс на поверхности электрода, в приэлектродном слое плазмы и в теле электрода. Результаты расчетов хорошо согласуются с результатами экспериментов, если последние известны.

В книге детально представлены результаты исследований влияния на термополевой (Т-Ф) механизм эмиссии электронов электрических полей индивидуальных ионов (I-F-T механизм), которые поступают на поверхность из плазмы.

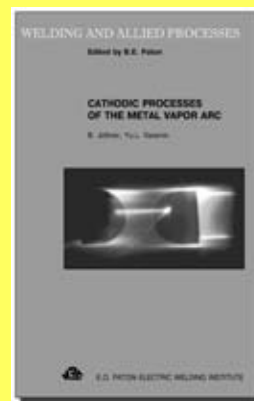
Представлены также результаты вычислительных экспериментов для параметров приэлектродного слоя плазмы, динамики и структуры катодного пятна. Самосогласованное описание процессов в приэлектродной плазме и нестационарных процессов на поверхности (теплоперенос, плавление, вытеснение расплава и др.) позволило определить характерные времена существования катодного пятна, его размеры и динамику.

Таким образом, зазор между теорией и экспериментом значительно сужен. Катодное пятно представляется как физическое явление с характерным временем развития в наносекундном интервале значений, с высокими значениями мощности и плотности электрического тока на поверхности пятна. Квазистационарность и непрерывность его существования обеспечивается последовательностью циклов самовозбуждения, при которых пятно оказывается способным пропускать практически неограниченный ток разряда для всех электропроводящих материалов.

Заказы на книги просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»:

Тел.: (38044) 227-63-02; факс: 269-26-23, 268-34-84

E-mail: journal@paton.kiev.ua





Прогресивні матеріали і технології: У 2 т. — К.: Академперіодика, 2003. — Т.1. — XXVI с. + 421 с.

Двухтомное издание посвящено наиболее актуальным проблемам современного материаловедения — созданию материалов с предварительно заданными свойствами, методам их соединения и обработки. Рассмотрено состояние научных исследований по данной проблеме за последние три десятилетия. Дан прогноз их дальнейшего развития. Статьи написаны крупнейшими современными учеными-материаловедами.

Ниже приведено содержание двухтомника.



Том 1

Лебедєв В. К., Снежко В. І. Борис Євгенович Патон та розвиток науки про матеріали і технології

Основні дати життя і діяльності академіка Б. Є. Патона

І РОЗДІЛ ЗВАРЮВАЛЬНІ ПРОЦЕСИ ТА МАТЕРІАЛИ

Походия І. К. Сварочные материалы: состояние и тенденции развития

Махнсько В. І. Компьютерные системы для комплексного решения характерных проблемных вопросов сварки

Ищенко А. Я. Алюминиевые высокопрочные сплавы для сварных конструкций

Лакомский В. І. Сварка открытой дугой углеродных материалов с металлами применительно к мощным электрическим контактам

Григоренко Г. М. Газообменные процессы при плазменной и дуговой плавке металлов

ІІ РОЗДІЛ МЕТАЛУРГІЙНІ ПРОЦЕСИ ТА ТЕХНОЛОГІЇ

Лякишев Н. П., Николаев А. В. Металлургия стали: особенности производства в XX веке, проблемы и прогноз дальнейшего развития

Большаков В. І. Направления повышения качества чугуна, стали и проката

Ефимов В. А. Процессы формирования кристаллической структуры сплавов в поле упругих волн

Найдек В. Л. Підвищення якості кольорових металів та сплавів обробкою заглибленими в їх розплави плазовими струменями

Дубоделов В. І. Применение электромагнитных воздействий на металлические расплавы при получении сплавов и формировании заготовок и изделий

Позняк Л. А. Совершенствование технологий получения порошков инструментальных сталей и заготовок из них

Чернега Д. Ф. Водород и азот в жидких сплавах на основе алюминия

ІІІ РОЗДІЛ КОНСТРУКЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ

Горынин И. В., Легостаев Ю. Л., Малышевский В. А. Новые конструкционные материалы для создания морской инженерной техники XXI века

Неклюдов И. М. Проблемы работоспособности материалов основного оборудования АЭС Украины

Гасик М. І. Материаловедческие вопросы проблем повышения качества стали Гадфильда для цельнолитых крестовин и сердечников стрелочных переводов железнодорожных магистралей

Бабаскин Ю. З. Закономерности изменения технологических и эксплуатационных свойств конструкционных и специальных сталей при легировании азотом и ванадием

Мильман Ю. В. Влияние скандия на структуру, механические свойства и сопротивление коррозии сплавов алюминия

Ивасишин О. М. Оптимизация микроструктуры и механических свойств высокопрочных титановых сплавов методами скоростной термообработки

Зеленский В. Ф. К истории становления и развития атомного материаловедения в Украине



Том 2
IV РОЗДІЛ

ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

Скороход В. В., Рагуля А. В. Наноструктурная керамика и наноккомпозиты: достижения и перспективы

Шпак А. П. Наноструктурные биокерамические материалы: получение, структура, свойства, применение

Мовчан Б. А. Градиентные термобарьерные покрытия, получаемые электроннолучевым испарением

Лилиус К. Р., Гасик М. М. Функциональные градиентные материалы: развитие новых материаловедческих решений

Новиков Н. В., Туркевич В. З. Развитие технологии сверхтвердых материалов

Анатычук Л. И. Композитные термоэлектрические материалы

Гринев Б. В. Новые сцинтилляционные материалы: свойства, применения и перспективы

Гнесин Г. Г. Тенденции развития неоксидных керамических материалов на основе карбида и нитрида кремния

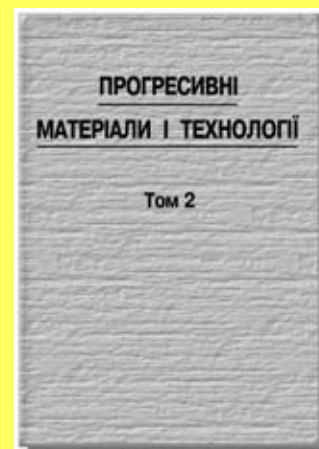
Косторнов А. Г. Структурная гидродинамика пористых металлических материалов

Курдюмов А. В. Физические принципы синтеза сверхтвердых алмазоподобных фаз

Бондаренко В. П. Спечені тверді сплави — високоефективні інструментальні та конструкційні матеріали

Шульженко А. А. Синтез алмаза из графита в ростовых системах, содержащих нетрадиционные растворители углерода

Коваль Ю. Н. Аккомодационные и релаксационные процессы при мартенситном превращении в сплавах с памятью формы



V РОЗДІЛ

МАТЕРІАЛИ З ОСОБЛИВИМИ ФІЗИЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Семиноженко В. П. Состояние и перспективы исследования наноразмерных молекулярных ансамблей (J-агрегатов)

Наумовец А. Г. Использование поверхностных фазовых переходов для управления свойствами поверхностей

Бродин М. С. Перспективные фоторефрактивные материалы

Валах М. Я. Полупроводниковые наноструктуры для электронных и оптоэлектронных устройств

Глинчук М. Д. Наноразмерные эффекты в новых пьезо- и сегнетоэлектрических материалах электронной техники

Блонский И. В. Пироэлектрические материалы для инфракрасной техники

Свечников С. В. Низкоразмерные структуры кремния

Макара В. А. Пористый кремний — новый функциональный нанокристаллический материал

VI РОЗДІЛ

НАДІЙНІСТЬ ТА ПРОГНОЗУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАТЕРІАЛІВ

Панасюк В. В. Механіка руйнування матеріалів — новий науковий напрям

Лобанов Л. М. Проблемы оценки технического состояния и ресурса конструкций

Троценко В. Т. Прочность материалов в экстремальных условиях

Назарчук З. Т. Неруйнівний контроль конструкційних матеріалів: досягнення і перспективи

Фирстов С. А. Особенности деформации и разрушения микро- и нанокристаллических материалов

Андрейків О. Є. Довговічність металічних матеріалів у водневмісних середовищах

Похмурський В. І. Нові підходи до вивчення корозійної втоми сталей та сплавів

Издание может быть полезно для специалистов различных областей материаловедения, а также преподавателей, аспирантов и студентов вузов.

С двухтомником можно ознакомиться в научно-технической библиотеке ИЭС им. Е. О. Патона, НТБ им. В. И. Вернадского НАН Украины.

По вопросу приобретения книги просьба обращаться к П. В. Паустовскому по тел. (044) 2396504; факс (044) 2343243

ОТКРЫТИЕ МЕМОРИАЛЬНОЙ ДОСКИ Е. О. ПАТОНУ В ТБИЛИСИ

Бурное развитие Тбилиси в конце XIX — начале XX вв. и возросшие транспортные потоки вызвали настоятельную необходимость связи между право- и левобережной частями города. Решить эту проблему можно было путем строительства капитального моста через р. Куру на месте паромной переправы, призванного соединить административно-деловую часть города, сконцентрированную в зоне тогдашней Ереванской площади и проспекта Головина, через подъем Цицианова (Цицишвили), с расположенным на высоком плато Авлабаром и Вардисулани, а также с существующими там военными казармами и арсеналом.

Городские власти Тбилиси объявили конкурс на проект капитального моста. Победителем был признан проект инженера Евгения Оскаровича Патона. По заказу Тифлисской городской управы Е. О. Патон в 1908 г. разработал проект Мухранского моста, сооружение которого было завершено в 1911 г., а освящение и открытие моста состоялось 8 мая (24 апреля) этого же года.

Мухранский мост представлял собой металлическую конструкцию в виде решетчатой арки с переменной высотой сечения с затяжкой. Решетчатой была и балка затяжки, которая в пролете была подвешена к арке составными подвесками, крестовидными в поперечном сечении. Мост имел расчетный пролет 73 м, ширина моста между перилами 17 м, проезжая часть — 11 м.

Конструкция моста оказалась удачной как с инженерной точки зрения, так и с архитектурной. Мост, несмотря на значительное увеличение временной подвижной нагрузки (тяжелые грузовые автомобили вместо гужевого транспорта и трамвай вместо конки), без усиления эксплуатировался до 1966 г., когда его заменили новым из-за недостаточной пропускной способности и габарита проезжей части.

Мухранский мост являлся самым большим городским металлическим мостом, который более полувека надежно служил жителям прекрасного Тбилиси. Несмотря на мощную конструкцию, он оставлял впечатление легкого и ажурного сооружения, придавал неповторимый колорит городу и долгое время являлся одной из его достопримечательностей.

Культурно-благотворительный и научно-просветительский союз «Днепр» украинской общины Грузии выступил с инициативой о создании мемориальной доски автору проекта Мухранского моста — выдающемуся инженеру и ученому Евгению Оскаровичу Патону, которая была поддержана правительством г. Тбилиси.

Мемориальная доска была изготовлена в Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины по эскизу художника В. Т. Мишеля, скульпторы — В. А. Демьяненко (барельеф Е. О. Патона) и А. А. Тарасюк.



Торжественное открытие состоялось 25 октября 2003 г. На церемонии выступил посол Украины в Грузии Н. М. Спыс, представители украинской общины, мэрии г. Тбилиси и Института электросварки им. Е. О. Патона. Все выступающие отметили значимость Мухранского моста для развития экономики и решения транспортных проблем Тбилиси и подчеркнули уважение к памяти его автора — Евгения Оскаровича Патона, внесшего неоценимый вклад в развитие мирового мостостроения и сварки.

А. В. Бабаев, канд. техн. наук



3-я МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА «РОССВАРКА-2003»

24–27 ноября 2003 г. в Москве в КВЦ «Сокольники» была проведена 3-я Международная специализированная выставка оборудования, технологий, материалов, инструментов, аксессуаров и средств защиты от вредных

производственных факторов для всех видов сварки, резки, пайки, наплавки и нанесения покрытий. Одновременно с ней и на тех же площадях проходила Международная специализированная выставка «Современные методы, технологии защиты от коррозии и промышленные методы неразрушающего контроля». Их проведение было организовано КВЦ «Сокольники» при содействии компании «Элсвар» и поддержке Министерства промышленности, науки и технологий РФ, Департамента науки и промышленной политики правительства Москвы, правительства Московской области, Российского научно-технического сварочного общества, Московской межотраслевой ассоциации главных сварщиков.

Экспозиция выставки была развернута на площади свыше 4 тыс. кв. м и включала ряд тематических разделов, отвечающих основным направлениям современного сварочного производства:

- оборудование и технологии для электродуговой сварки металлов (ручная, полуавтоматическая, автоматическая, роботизированная);
- оборудование и технологии для плазменной, лазерной, газопламенной сварки, резки, наплавки (ручной, механизированной, роботизированной);
- оборудование и технологии для сварки сопротивлением (контактной сварки);
- оборудование и технологии для сварки пластмасс;
- оборудование, материалы и технологии контроля качества сварных соединений и исходных материалов;
- оборудование и технологии производства сварочных материалов;
- оборудование и технологии для пайки; материалы для сварки, резки, наплавки, напыления, пайки (электроды, проволока, припой и пр.);
- средства и методы защиты от вредных производственных факторов (рабочая одежда, системы вентиляции, респираторы и пр.);
- инструменты и приспособления для сварки;
- электронная элементная база и комплектующие для производства сварочного оборудования;
- методы обучения и повышения квалификации сварочного персонала, сертификация;
- научные разработки и идеи.

В выставке приняли участие около 100 экспонентов, представляющих предприятия, организации и фирмы России, Украины, Белоруссии, Италии, Германии и



Швеции. Среди них «Абикор Бинцель», «Александр Соколов», «Вебер Ко Механикс», «Вектор», «Вэлдинг Эллойс», «Газозащита и комфорт», «Газстройсервис», ГРПЗ, «Джет», «Дюкон», «Интертехприбор», «Искра», «Радис», «Коммунар», «Корд», «Лосиноостровский электродный завод», «Магнитогорский ММЗ», «Метон», «Мультиплаз», «ГС-Комплект», НИТИ «Прогресс», «Орион Гринева», «Плазма», «Рослов», «Сварка», «Сизод», «Техникорд», «Уралтермосвар» и др.

Среди мировых лидеров на выставке были представлены ESAB (Швеция) и «Messer» (Германия).

Украина на выставке была представлена НТК «ИЭС им. Е. О. Патона», «Зонт», «Донмет», «Техмаш», ТМ «Велдтек», «Элна», «Сэлми», а также профессиональными журналами «Автоматическая сварка» и «Сварщик».

Развитие сложных технологических процессов в сварке, вопросы внедрения на российский рынок новых технологий и создание собственного конкурентоспособного сварочного оборудования и материалов нашли свое отражение в насыщенной информационно-научной программе выставки, включающей проведение семинаров и конференций: «Передовые сварочные технологии, оборудование и материалы для машиностроения (общего, атомного, аэрокосмического, нефтехимического, транспортного)», «Автоматизация в сварочном производстве», «Модернизация, реконструкция и ремонт оборудования химических производств», «Передовые сварочные технологии, оборудование и материалы для строительства, коммунальных и



газовых хозяйств и эксплуатация транспорта».

Для повышения престижа профессии сварщика организаторы выставки провели профессиональный конкурс «Лучший сварщик России-2003» в трех номинациях (ручная дуговая сварка, ручная аргонодуговая сварка и механизированная сварка в среде углекислого газа), конкурс «Инженер-сварщик года» (впервые), а также конкурс «Мисс Сварка». В конкурсах участвовали представители многих регионов России.

В целом выставка произвела благоприятное впечатление. По мнению Президента РНТСО О. И. Стеклова, с каждым годом она все увереннее приобретает статус главной национальной специализированной выставки по сварке и родственным технологиям в России. Широкая рекламная компания позволила выставке «Россварка» обратить на себя внимание и обеспечила активную посещаемость.

В. Н. Липодаев, д-р техн. наук

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

ФГУП «ВНИИАвтогенмаш» — 60 лет

Газопламенный и электродуговой способы обработки металлов, зародившиеся в конце XIX столетия, сегодня являются высокоразвитыми направлениями сварочной техники, получившими широкое промышленное применение. Этому способствовали созданные почти одновременно и ставшие в скором времени головными координирующими научно-исследовательскими институтами: ИЭС им. Е. О. Патона в г. Киеве — по электротермическим процессам и в целом по развитию сварочной науки и техники и ВНИИАвтогенмаш в г. Москве — по газотермическим процессами развитию автогенной техники.

ВНИИАвтогенмаш (ранее ВНИИАвтоген, а ныне ФГУП «ВНИИАвтогенмаш»), созданный в период войны (в феврале 1944 г.) в целях развития отечественной автогенной техники, разработал и организовал массовое производство газопламенных горелок для резки, сварки, наплавки, пайки и закалки, редукторов, металлизационных аппаратов, разнообразных средств механизации, в том числе газорезательных машин для автоматизированной фигурной резки листового и профильного проката, а также ацетиленовых генераторов и пр. На протяжении всего своего существования он координирует все виды газопламенной (исторически «автогенной») техники и ныне, при ограниченных финансовых возможностях, сохраняет эту ответственную роль как в России, так и в странах СНГ.

В тесном сотрудничестве с заводами, специализирующимися на производстве автогенной техники (Барнаульским аппаратно-механическим, Одесским Автогенмашем, Кировоканским Автогенмашем и др.), ВНИИАвто-

генмаш выполняет важную работу по выпуску для этих заводов первоначальной конструкторской, нормативно-технической документации, стандартизации координации номенклатуры и объемов производства газопламенного оборудования, методов контроля и оценки качества указанных выше изделий.

Большая заслуга в организации работы института принадлежит его руководителям — известным ученым, основателю и первому его директору д-ру техн. наук проф. А. Н. Шашкову и продолжателям его дела директорам канд. техн. наук И. А. Антопову, д-ру техн. наук П. И. Никифорову и заместителям директоров д-ру техн. наук К. В. Васильеву, канд. техн. наук Г. К. Сухинину.

ВНИИАвтогенмаш тесно сотрудничает с различными научно-исследовательскими и учебными институтами страны, в частности ИЭС им. Е. О. Патона. Благодаря творческим и дружеским связям были созданы такие прогрессивные процессы, как воздушно-плазменная резка и напыление. Совместное и хорошо скоординированное участие ученых обоих институтов в сотрудничестве по линии СЭВ и МИС способствовало высокому уровню авторитета как обоих институтов, так и всей отечественной сварочной науки и техники.

Поздравляем коллектив ФГУП «ВНИИАвтогенмаш» со славным юбилеем. Выражаем уверенность в его дальнейших успехах в области газотермических процессов и надежду на продолжение и укрепление творческих связей между нашими институтами.



В марте исполнилось 90 лет Анатолию Ивановичу Чертко, доктору технических наук, главному научному сотруднику ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. С мая 1946 г. деятельность А. И. Чертко неразрывно связана с Институтом электросварки, где он прошел путь от конструктора до руководителя крупного КБ института, которым бесценно руководил почти тридцать лет. Высокие

организаторские способности А. И. Чертко способствовали созданию коллектива, который был ведущим в про-

ектировании и внедрении современной отечественной сварочной техники. Здесь была создана уникальная аппаратура для различных технологий автоматической сварки, электрометаллургическое оборудование, установки для электронно-лучевой и плазменной обработки металла, которые по своим параметрам превосходили зарубежные аналоги. Практическую деятельность А. И. Чертко успешно сочетает с научной, являясь автором около четырехсот научных трудов и изобретений. Свой богатый научный и производственный опыт он передавал в течение ряда лет молодому поколению инженеров, будучи профессором сварочного факультета КПИ. Многогранная де-



тельность А. И. Четвертко отмечена Государственной премией УССР, званием «Заслуженный машиностроитель УССР», Почетной грамотой Президиума Верховного Совета

УССР, орденом Дружбы народов, семью государственными медалями и тремя медалями ВДНХ.



В марте Анатолию Даниловичу Чепурному, доктору технических наук, профессору, академику Международной инженерной академии, лауреату Государственных премий УССР и Украины, заслуженному машиностроителю Украины исполнилось 60 лет. Свою трудовую деятельность он начал на Ждановском заводе тяжелого машиностроения (ЖЗТМ) электросварщиком в котельно-сварочном цехе.

С 1966 по 1982 гг. работает в отделе главного сварщика инженером-технологом, старшим инженером, начальником бюро, заведующим сектором. Одновременно, без отрыва от производства, в 1972 г. закончил вечернее отделение Мариупольского металлургического института по специальности «Оборудование и технология сварочного производства». Основную производственную деятельность А. Д. Чепурной вот уже многие годы удачно сочетает с серьезными научными исследованиями и разработками в области специальной электрометаллургии и сварки. За время учебы (1975–1979) в заочной аспирантуре ИЭС им. Е. О. Патона Анатолий Данилович под руководством научного руководителя академика НАН Украины Б. И. Медовара выполнил комплекс экспериментально-исследовательских работ, позволивших впервые в отечественной и мировой практике создать промышленную технологию получения методом электрошлакового литья (ЭШЛ) литосварных сосудов высокого давления из стали 12Х18Н10ТШ-Л для криогенной техники, которая при его участии была внедрена в производство на ЖЗТМ.

С 1986 по 1991 гг. А. Д. Чепурной работает директором Головного специализированного конструкторско-технологического бюро, а с 1991 по 1998 гг. — директором Государственного головного специализированного конструкторско-технологического института (ГСКТИ). Этот период его деятельности связан с созданием прин-

ципально новых технологических процессов производства, обеспечивающих доведение отечественных разработок до мирового уровня. Во многом благодаря этим разработкам, выполненным с участием ИЭС им. Е. О. Патона, ведущих КБ и НИИ страны, ПО «Ждановтяжмаш» в эти годы занимает передовые позиции по созданию и освоению производства наиболее перспективной машиностроительной продукции. Крупнотоннажные горизонтальные слитки для получения гетерогенной брони, заготовки крупных гетерогенных штампов, литые сложнопрофильные заготовки для танковых бортов, полые ЭШЛ заготовки фасонного профиля для катапульт авианесущих крейсеров, башни танка, отлитые с электрошлаковым уплотнением, изготовленные впервые сварокатанные башни танка из хорошо свариваемой броневой стали АКМ-св., крупнотоннажный полый слиток АКМ массой 100 т и изготовленный из него транспортный контейнер для перевозки отработанного ядерного топлива от атомных электростанций на заводы регенерации топлива и многое другое было реализовано благодаря разработанным на заводе новым технологическим процессам и оборудованию, не имевшим аналогов в мировой практике.

С 1998 г. А. Д. Чепурной является председателем правления ОАО «ГСКТИ». С ноября 2000 г. и по настоящее время он также является вице-президентом ОАО «Азовмаш», главным инженером ОАО «МЗТМ».

Анатолий Данилович — автор более 300 научных статей, монографий, учебных пособий, авторских свидетельств и патентов.

Производственно-научная деятельность А. Д. Чепурного отмечена многими наградами: орденами «За заслуги» 3-й степени (1998), «За заслуги» 2-й степени (2001), «За розбудову України» им. Михаила Грушевского 4-й степени (2002), «За мужество» (2002), орденом Богдана Хмельницкого (2002), медалью «300 лет Российскому флоту» (2002), юбилейной медалью Маршала Жукова (2002).

Свое 60-летие А. Д. Чепурной встречает в расцвете жизненных сил, полный энергии и творческих планов.