

Avtomicheskaya Svarka (Automatic Welding)

№ 5 (602)
May 2003

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,
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. Makhnenco, V. F. Moshkin,
O. K. Nazarenko, I. K. Pokhodnya,
I. A. Ryabtsev, Yu. A. Sterenbogen,
B. V. Khitrovskaya (exec. secr.),
V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)
B. Braithwaite (UK)
C. Boucher (France)
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)
D. von Hofe (Germany)
Zhang Yanmin (China)
V. K. Sheleg (Belarus)

Address:

The E. O. Paton Electric Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 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. Yushtina.

Electron gallery:

I. S. Batasheva, L. N. Gerasimenko,
I. R. Naumova,
I. V. Petushkov, T. Yu. Snegiryova.
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.

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Paton B. E., Savitsky M. M., Gvozdetsky V. S., Krivtsun I. V., Savitsky A. M., Godlis Yu. E., Lupan A. F. Using active fluxes gases for increasing of arc and plasma welding	3
Slivinsky A. A., Vaite P. Structure and properties of welded joints of high-temperature nickel-based alloy	7
Zaderiy B. A., Kotenko S. S., Polishchuk E. P., Yushchenko K. A., Barabash O. M., Karasevskaya O. P. Peculiarities of crystalline structure of welded joints of single crystals	14
Bernatsky A. V. Additional approaches to the evaluation of susceptibility of low-carbon and low-alloy steels to lamellar-tough and lamellar-brITTLE fractures	22
Petushkov V. G. Redistribution of residual welding stresses under the action of normal incident wave	26
Tararychkin I. A. Method of evaluation of effectiveness of multifactorial control of welding process	29
Shlepakov V. N., Naumejko S. M. Calculation of viscosity of multicomponent slag systems of flux-cored wires	33

INDUSTRIAL

Mikhoduy L. I., Kiryan V. I., Poznyakov V. D., Strizhak P. A., Snisarenko V. V. Sparsely-alloyed high-strength steels for welded structures	36
Nazarchuk A. T., Snisar V. V., Demchenko E. L. Producing of welded joints from hardened steels, equal in strength to the parent metal, without pre-heating and heat treatment	41
Basov G. G., Tkachenko A. N. Manufacture of lateral walls of railway car bodies with stainless steel lining	47
Belous V. Yu., Zamkov V. N., Petrichenko I. K., Topolsky V. F. Filler wire for narrow-gap welding of titanium alloy VT23	50

BRIEF INFORMATION

Demidenko L. Yu., Onatskaya N. A., Yurchenko E. S. Press-thermal electrohydropulsed joining of tubes to tube sheets made from high-alloy steels	53
Boot V. S., Maksimov S. Yu. Effect of hydrostatic pressure in underwater wet welding on properties of welded joints	55
Developed at the Paton Institute: Multi-purpose power source for arc consumable electrode methods of welding	56
Patents in the field of welding	57
Review of foreign journals	59
New books	61

NEWS

Innovation model is the basis of strategy of prospective development of Ukraine	62
The IV International Specialized Exhibition «Welding and Cutting»	63
In memory of N. N. Prokhorov	65

ADVERTISING

Association «Elektrod». Coated electrodes for welding, surfacing and cutting	66
Zaporizhia Plant for Welding Fluxes and Glassware	69



УДК 621.791.754.048:621.791.755

ПРИМЕНЕНИЕ АКТИВНЫХ ФЛЮСОВ И АКТИВНЫХ ГАЗОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ДУГОВОЙ И ПЛАЗМЕННОЙ СВАРКИ

Академик Б. Е. ПАТОН, М. М. САВИЦКИЙ, В. С. ГВОЗДЕЦКИЙ,
И. В. КРИВЦУН, доктора техн. наук, А. М. САВИЦКИЙ, канд. техн. наук, Ю. Е. ГОДЛИС, А. Ф. ЛУПАН, инженеры
 (Инг-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены возможные причины повышения глубины проплавления при плазменной и дуговой сварке плавящимся и неплавящимся электродами с использованием активирующих флюсов. Показано, что глубокое проплавление металла обусловлено сжатием дуги и повышением концентрации теплового и механического воздействия плазмы на металл при одновременном снижении его поверхностного натяжения в присутствии элементов, имеющих высокую поверхностную активность и склонность к образованию отрицательных или положительных ионов.

Ключевые слова: плазменная и дуговая сварка в инертном газе, активирующие флюсы, плавящийся и неплавящийся электроды, давление дуги, поверхностное натяжение, проплавление, механические свойства, сварное соединение

Перспективным направлением развития сварки является активация микродозами химических элементов тех процессов, которые происходят в сварочной ванне и дуге, горящей в инертных газах [1–3]. Так, введение в зону сварки 0,10...0,01 % (от массы расплавляемого металла) элементов, имеющих высокую поверхностную активность и склонность к образованию отрицательных или положительных ионов, позволяет варьировать в широких пределах значения коэффициента формы шва без изменения режима сварки. Например, при аргонодуговой сварке вольфрамовым электродом можно получать узкие швы с глубоким (до 12 мм) либо широкие швы с малым (около 1...2 мм) проплавлением [4].

Основанные на этом принципе технологии аргонодуговой сварки вольфрамовым электродом сталей и сплавов титана, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона, с 1970 г. широко применялись в авиа- и ракетостроении, атомной энергетике и других отраслях промышленности Советского Союза. Некоторые из них после тестирования под общим названием сварка АТИГ, проведенного в 1993–1995 гг. Британским институтом сварки [5], стали предметом для изучения и применения в различных странах Европы, Азии и Америки. В США и Японии работы по адаптации указанных технологий к местным условиям и их совершенствованию в разное время были включены в перечень приоритетных направлений развития сварки [6, 7].

Анализ, изложенный в работе [8], показал, что единогласие по этому вопросу в настоящее время отсутствует. Существующие гипотезы условно можно разделить на две основные группы. К первой относятся те, в которых отдаётся предпочтение металургическим и тепловым процессам в жидком и твердом металле; ко второй — гипотезы, предполагающие, что первостепенными являются физические процессы в сварочной дуге.

Однако наиболее типичной является ситуация, при которой действуют обе группы процессов, но в зависимости от условий одни превалируют над другими. Так, при аргонодуговой сварке вольфрамовым электродом установлено, что существует определенная корреляция изменения коэффициента поверхностного натяжения σ жидкой стали и ширины шва b , а также плотности тока j в активном пятне на аноде и глубины проплавления h в зависимости от суммарного содержания серы и кислорода в стали или в стали и защитном газе (рис. 1). Эти элементы, как известно, обладают высокими поверхностной активностью и энергией сродства к электрону, т. е. они могут одновременно инициировать металургические процессы в сварочной ванне и физические процессы в дуге.

Из рисунка видно, что с увеличением суммарной массовой доли C этих элементов в стали в пределах 0,010...0,014 % значительно уменьшаются коэффициент поверхностного натяжения и ширина шва, при этом плотность тока и глубина проплавления возрастают. Дальнейшее повышение суммарного

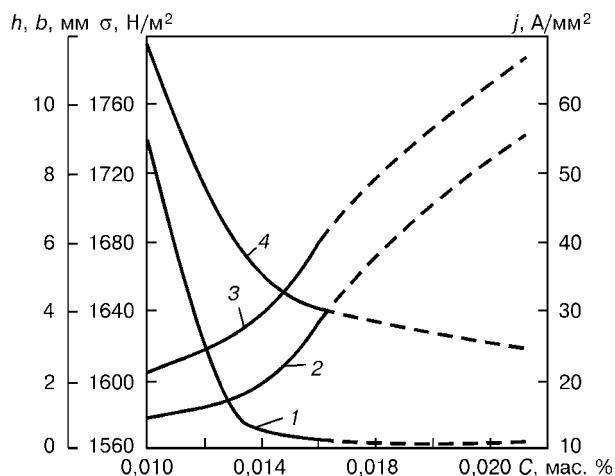


Рис. 1. Влияние суммарного содержания C серы и кислорода в стали (сплошные кривые), а также серы и кислорода в стали и защитном газе (штриховые кривые) на σ (1), j (2), h (3) и b (4) при аргонодуговой сварке

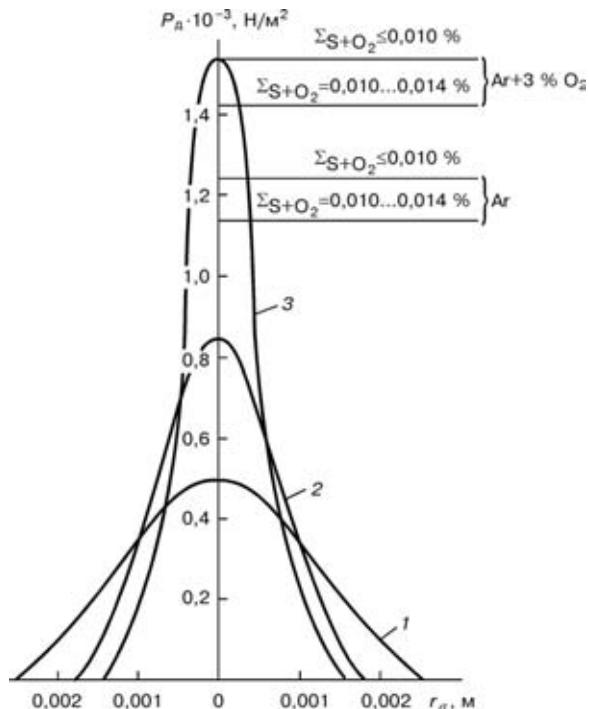


Рис. 2. Распределение избыточного давления дуги на анод при аргонодуговой сварке стали с $\Sigma_{S+O_2} \leq 0,010$ (1), $\Sigma_{S+O_2} = 0,010 \dots 0,014$ (2) и $\Sigma_{S+O_2} \geq 0,014$ % (3); горизонтальные линии — уровни сопротивления металла погружению дуги, обусловленные поверхностным натяжением $P_{\text{нн}}$ и гидростатическим P_r давлением металла при сварке в аргоне и смеси Ar + 3 % O₂; r_a — радиус анодного пятна

содержания серы и кислорода в стали либо дополнительное введение кислорода в защитный газ, увеличивающее суммарное содержание этих элементов в зоне сварки до 0,02 % массы расплавленного металла, влияет на коэффициент поверхностного натяжения и ширину шва меньше, чем на плотность тока и глубину проплавления стали.

Таким образом, можно предположить, что при незначительном (до 0,014 %) содержании серы и кислорода в стали в зоне сварки превалируют металлургические процессы. При массовой доле указанных элементов более 0,014 % активизируются физические процессы в дуге, вызывающие увеличение плотности тока и глубины проплавления металла, очевидно, вследствие более интенсивного теплового и механического воздействия дуги на сварочную ванну.

Давление дуги P_d на поверхность сварочной ванны при сварке вольфрамовым электродом объясняется взаимодействием двух сил. Действие одной из них обусловлено торможением вблизи поверхности анода плазменного потока, формирующегося в столбе дуги в результате взаимодействия электрического тока дуги с собственным магнитным полем [9], а второй — реактивным давлением струи паров металла, истекающих из анодного пятна дуги [10]. Экспериментальные и расчетные данные свидетельствуют о том, что обе составляющие давления дуги являются функцией плотности тока j , а поскольку распределение плотности тока в анодном пятне описывается кривой с максимумом в центре [11], то и давление дуги имеет аналогичное распределение (рис. 2). Как

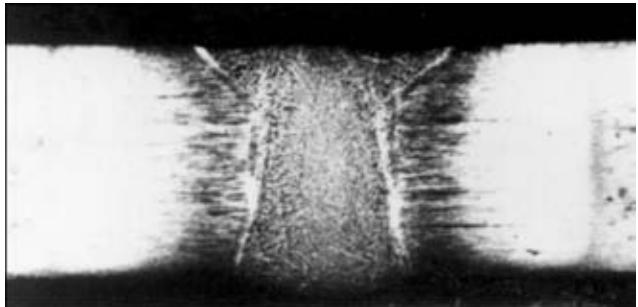


Рис. 3. Макрошлиф поперечного сечения шва, выполненного аргонодуговой сваркой вольфрамовым электродом с активацией кислородом стали толщиной 6 мм

показали эксперименты, с увеличением содержания серы и кислорода в стали давление дуги на металл возрастает, а после дополнительной активации кислородом его значение становится соизмеримым со значением поверхностного натяжения (ср. рис. 1 и рис. 2).

Сжатие дуги активаторами и уменьшение поперечных размеров поверхности сварочной ванны, казалось бы, должно привести к увеличению сопротивляемости жидкого металла погружению дуги. Однако действие этого фактора компенсируется снижением поверхностного натяжения металла на границе металл–шлак.

Если при сварке вольфрамовым электродом преобладает первая составляющая давления дуги, то в металле образуется кратер, в котором плазменный поток подвергается дополнительному сжатию вытесненным из кратера металлом. При этом происходит «запирание» парового потока, что вызывает увеличение кинетической энергии потока, а следовательно, и проникающей способности дуги.

Геометрические размеры шва и характеристики плазменного потока изменяются аналогично. На макрошлифе поперечного сечения шва, представленном на рис. 3, видно, что при погружении в металл зона проплавления сначала сужается, а затем плавно расширяется. Если при этом дно кратера прорывается, то в металле образуется канал, в котором формируется вторичный плазменный поток. Этот процесс аналогичен происходящему в плазмотроне [12, 13]. Изложенное выше, вероятно, является тем обстоятельством, которое сближает по энергетическим и технологическим характеристикам плазменные потоки, формируемые активированной дугой и плазмотроном.

Следует отметить, что в процессе плазменной сварки при выходе из сопла плазмотрона поток плазмы в результате падения давления быстро расширяется, что обычно ведет к снижению интенсивности нагрева и проникающей способности плазмы. У поверхности свариваемого металла к этому добавляется еще воздействие легкоионизируемых элементов, содержащихся в парах основного металла, которые также способствуют расширению потока плазмы и увеличению сопротивления металла погружению плазмы в сварочную ванну вследствие высокого поверхностного натяжения жидкого металла в аргоне. Для поддержания значений необходимых характеристик плазмы обычно увеличивают сварочный ток, расход формирующую-

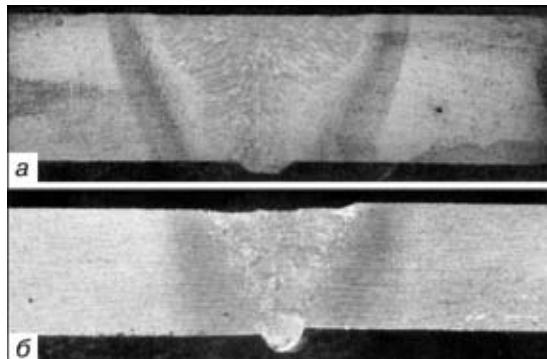


Рис. 4. Макрошлифы швов, выполненных на стали толщиной 6 мм плазменной сваркой без активации (а) и с активацией (б)

щего газа и контрагирование плазмы с помощью водорода, а также уменьшают расстояния между соплом и изделием [13]. Действию легкоионизируемых и поверхностно-активных элементов при плазменной сварке пока уделяется мало внимания. Результаты исследований [4] свидетельствуют о том, что учет этих факторов открывает возможности дальнейшего повышения эффективности этого способа сварки. Макрошлифы швов, выполненных плазменной сваркой на стали толщиной 6 мм без активации и с активацией, приведены на рис. 4 на режимах, указанных в табл. 1. Как видно из рис. 4, применение активирующего флюса, содержащего вещества с повышенными поверхностной активностью и сродством к электрону, позволяет осуществить дополнительное сжатие потока плазмы в прианодной области и в 1,5...2,0 раза увеличить его проникающую способность при сварке на малых токах. В этом случае улучшаются механические свойства сварных соединений и обеспечивается равнoprочность соединений.

Интересные результаты были получены также при сварке плавящимся электродом проволокой Св-08Г2С в аргоне, углекислом газе или их смеси (85 % Ar + 15 % CO₂) с использованием активирующих флюсов или без них. В качестве основного металла применяли пластины из стали ВСтЗкп толщиной 10 мм [14].

Таблица 1. Параметры режимов дуговой и плазменной сварки с активацией

Способ сварки	$I_{\text{св}}$, А	U_d , В	$v_{\text{св}}$, м/ч
АТИГ с флюсом ВС-2Э	165	10	6
Плазменная:			
с флюсом ВС-2Э	110	22	12
без флюса	150	22	12

Таблица 2. Влияние активатора на глубину проплавления*

Процесс сварки	Защитная среда	Глубина проплавления, мм
Без активатора	Ar	3,8
	85 % Ar + 15 % CO ₂	4,5
	CO ₂	4,5
С активатором	Ar	7,0
	85 % Ar + 15 % CO ₂	6,8
	CO ₂	4,8

* Использовали следующий режим сварки: $I_{\text{св}} = 280$ А; $U_d = 28$ В; $v_{\text{св}} = 25$ м/ч.

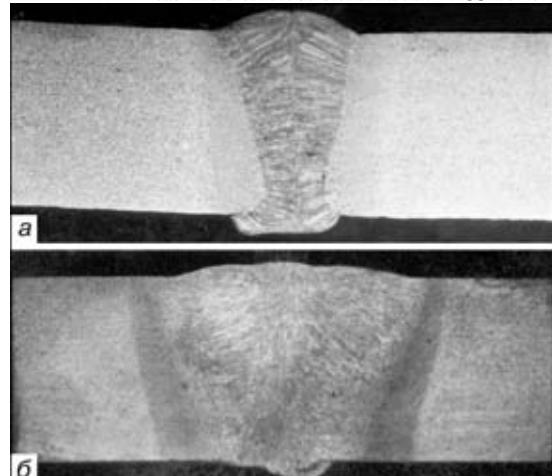


Рис. 5. Макрошлифы швов, выполненных плавящимся электродом на стали ВСтЗкп толщиной 10 мм в углекислом газе (а) и аргоне с активацией (б)

Эффект увеличения глубины проплавления в большей мере проявляется при сварке в чистом аргоне. Как показали результаты проведенных исследований (табл. 2), применение активатора в этом случае позволяет увеличивать глубину проплавления почти в 1,6 раза, по сравнению со сваркой в углекислом газе и смеси 85 % Ar + 15 % CO₂, и в 1,8 раза, по сравнению со сваркой в аргоне без активатора. При этом изменяется также форма сварного шва. Пальцеобразное проплавление, характерное для сварки в чистом аргоне, под действием активатора становится клинообразным (рис. 5).

Сравнение технологических возможностей сварки в аргоне с активатором и углекислом газе без активатора показало, что при однопроходной сварке с полным проплавлением металла одинаковой толщины в первом случае погонная энергия q/v примерно в 2,6 раза меньше, чем во втором (табл. 3).

Данное обстоятельство является одной из вероятных причин улучшения механических свойств сварных соединений. Это прослеживается на примере изменения ударной вязкости при испытании образцов металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) с острым надрезом (по Шарпи) при -20 °C (табл. 4).

Установлено, что по мере понижения температуры значения ударной вязкости основного металла и металла ЗТВ имеют тенденцию к монотонному снижению, ударная вязкость металла шва при этом практически не изменяется (рис. 6).

В заключение отметим, что активация микродозами химических элементов физико-химических процессов, происходящих при дуговой сварке неплавящимся и плавящимся электродами и плазменной сварке создает предпосылки для более эффективного использования энергии дуги и осу-

Таблица 3. Влияние активатора на энергетические параметры режимов сварки в защитных газах из стали ВСтЗкп толщиной 10 мм

Процесс однопроходной сварки	$I_{\text{св}}$, А	U_d , В	$v_{\text{св}}$, м/ч	q/v
В аргоне с активатором	400	34	40	8654
В углекислом газе без активатора	550	40	25	22190



НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Таблица 4. Влияние активатора на механические свойства сварного соединения

Процесс сварки	Участок сварного соединения	σ_t , МПа	σ_b , МПа	KCV, Дж/см ²	
				+20 °C	-20 °C
В аргоне с активатором	Шов	510	680	79	70
	ЗТВ	Не опр.	Не опр.	74	74
В углекислом газе без активатора	Шов	368	570	61	33
	ЗТВ	Не опр.	Не опр.	80	75

Примечание. Сварку выполняли на металле со следующими механическими свойствами: $\sigma_t = 349$ МПа; $\sigma_b = 476$ МПа; $KCV_{20} = 71$ и $KCV_{-20} = 37$ Дж/см².

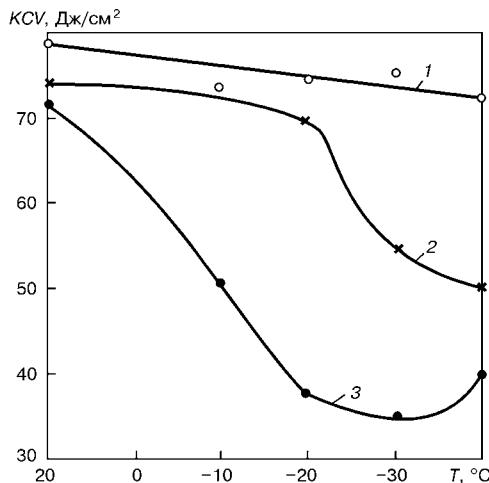


Рис. 6. Температурная зависимость ударной вязкости металла различных участков сварочного соединения, полученного при сварке плавящимся электродом с активацией: 1 — шов; 2 — ЗТВ; 3 — основной металл

ществления сварки с пониженной погонной энергией, а также для управления процессами плавления и кристаллизации металла швов и кинетикой структурных превращений в ЗТВ с целью повышения механических и служебных свойств сварных соединений. Кроме того, существенно улучшится культура сварочного производства и его экологическая безопасность.

- Свариваемость конструкционных сталей, подвергающихся рафинирующему переплаву // Б. Е. Патон, А. М. Макара, Б. И. Медовар и др. // Автомат. сварка. — 1977. — № 6. — С. 1–4.

- Влияние рафинирования на проплавление металла при дуговой сварке / А. М. Макара, М. М. Савицкий, Б. Н. Кушниренко и др. // Там же. — 1977. — № 9. — С. 7–10.
- Замков В. Н., Прилуцкий В. П., Гуревич С. М. Влияние состава флюса на процесс сварки плавящимся электродом // Там же. — 1977. — № 3. — С. 49–71.
- Савицкий М. М., Лесков Г. И. Механизм влияния электроотрицательных элементов на проплавляющую способность дуги свольфрамовым катодом // Там же. — 1980. — № 9. — С. 17–22.
- ATIG welding of carbon-manganese and stainless steel / K. A. Jushchenko, M. M. Savitsky, O. V. Kovalenko // Proc. of conf. «Weld. Technology of Paton Institute», Cambridge, Abington, Oct., 1993. — Cambridge: Abington publ., 1993. — P. 21–24.
- Gordon J. R. Perspectives on welding research and development in the USA // Welding Review International. — 1995. — August. — P. 95–106.
- Технологии сварки и соединений в XXI веке // Jap. Weld. Soc. — 2001. — № 3. — P. 6–18.
- Савицкий М. М., Кушниренко Б. Н., Олейник О. И. Особенности сварки сталей вольфрамовым электродом с активирующими флюсами (ATIG-процесс) // Автомат. сварка. — 1999. — № 12. — С. 20–29.
- Воропай Н. М., Криевин И. В. Газодинамические характеристики плазменных потоков в сварочных дугах // Магнитная гидродинамика. — 1978. — № 1. — С. 132–136.
- Контракция дуги флюсом при сварке вольфрамовым электродом в аргоне // Б. Е. Патон, В. Н. Замков, В. П. Прилуцкий и др. // Автомат. сварка. — 2000. — № 1. — С. 1–8.
- Плотность тока в анодном пятне при сварке обычных и рафинированных сталей / М. М. Савицкий, В. С. Гвоздецкий, В. И. Скрыпник, Н. И. Варенко // Там же. — 1979. — № 7. — С. 17–20.
- Особенности формирования шва при сварке по активирующему флюсу / М. М. Савицкий, Б. Н. Кушниренко, А. Ф. Лупан, А. Д. Мельник // Там же. — 1981. — № 2. — С. 18–21.
- Микроплазменная сварка / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1979. — 245 с.
- Дудко Д. А., Савицкий А. М., Савицкий М. М. Сварка плавящимся электродом в защитных газах с применением активирующего флюса // Автомат. сварка. — 1996. — № 10. — С. 54–55.

Considered are the probable causes of increase in the penetration depth in plasma and arc welding by the MIG or TIG method using activating fluxes. It is shown that deep penetration of metal is caused by constriction of the arc and increase in the concentration of thermal and mechanical effects exerted by the plasma on metal, as well as simultaneous decrease in its surface tension at the presence of elements characterised by a high surface activity and susceptibility to formation of negative or positive ions.

Поступила в редакцию 17.10.2002



УДК 621.791:669.24

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

А. А. СЛИВИНСКИЙ, инж.

(Ин-т соединительных и лучевых технологий Магдебургского ун-та им. Отто фон Гёрике, Германия),
П. ФАЙТ, д-р естественных наук (Ин-т экспериментальной физики Магдебургского ун-та им. Отто фон Гёрике, Германия)

Приведены результаты металлографических исследований различных участков сварных соединений высоконикелевого сплава типа NiCr25FeAlY, выполненных вольфрамовым электродом в инертном газе, плавящимся электродом в смеси газов и под слоем флюса. Оценена склонность сплава к образованию горячих трещин и установлено наличие у него провала пластичности вблизи температуры 700 °C после термической обработки. Показана связь пониженной пластичности сплава с развитием фазовой и химической неоднородности.

Ключевые слова: дуговая сварка (WIG, MSG, UP, LBH), высоконикелевый сплав, сварные соединения, структура, технологическая прочность, кривая пластичности

Сплав на основе никеля NiCr25FeAlY (комерческое обозначение Nicrofer® 6025 HT — сплав 602 CA), разработанный специалистами фирмы «Krupp VDM GmbH» в 1992 г., находит широкое применение при изготовлении оборудования для металлургической, керамической и химической промышленности, аппаратуры для переработки отходов [1–3]. Химический состав сплава NiCr25FeAlY следующий, %: Ni — основа; 24...26 Cr; 8...11 Fe; 0,15...0,25 C; ≤ 0,1 Mn; ≤ 0,5 Si; ≤ 0,1 Cu; 1,8...2,4 Al; 0,10...0,20 Ti; 0,05...0,12 Y; 0,01...0,10 Zr. По данным фирмы-разработчика, материал имеет высокую жаростойкость и жаропрочность и может использоваться при температуре до 1200 °C в науглероживающей, кислородсодержащей и азотирующей среде [1].

Для достижения высокой жаропрочности сплава разработчиками его были заложены принципы твердорасторвного, карбидного и дисперсионного упрочнения, что обусловливает наличие сложной фазовой структуры в материале, включающей твердый γ-раствор углерода в Ni—Cr—Fe-матрице [1]; упрочняющий карбид Me₂₃C₆, где Me = (Cr, Fe, Ni) [1, 4–6]; интерметаллидную γ-фазу Ni₃(Al, Ti) [1, 7–9].

Как и большинство других аустенитных дисперсионно-твердеющих сплавов, сплав NiCr25FeAlY характеризуется удовлетворительной свариваемостью, с проявлением склонности к образованию горячих трещин при сварочно-термической обработке [9–15]. В числе возможных изменений структуры материала, вызванных процессом сварки или термической обработки и приводящих к потере технологической прочности, могут быть следующие:

рост аустенитного зерна в металле ЗТВ;

агломерация первичных карбидов (тенденция карбидов к образованию при нагреве крупных зернограничных выделений при неизменной общей доле выделившихся карбидов);

образование карбидной цепочки (процесс, обратный описанному выше) — выделение многочисленных мелких карбидных фаз вдоль границ зерен;

образование хрупких топологически плотноупакованных μ-, σ-, Лавес-фаз.

Для ряда сплавов на основе никеля подобные структурные превращения могут не только вызывать образование горячих трещин при сварке, но и существенно снижать работоспособность сварных конструкций, выполненных из этих материалов, при воздействии высоких температур.

В Институте соединительных и лучевых технологий была проведена серия экспериментов, включающих сварку жаропрочного никелевого сплава NiCr25FeAlY, испытание на склонность к образованию горячих трещин, механико-технологические испытания и анализ микроструктуры сварного соединения. Последний проводили при содействии Методико-диагностического центра материаловедения Магдебургского университета. Он включал оптическую микроскопию (микроскопы «Nikon-Epiphoto» и «Leica Reichert MeF3A»), растровую электронную микроскопию (электронный микроскоп «Jeol JSM 5410») и просвечивающую

Параметры сварки для заполняющих проходов на пластинах толщиной 10 мм

Параметр	Способ сварки		
	WIG	MSG	UP
Диаметр присадочного материала, мм	1,2	1,2	1,6
Сила сварочного тока, А	180	148	220...250
Напряжение на дуге, В	10	23	35
Скорость сварки, см / мин	20	33	50
Колебания дуги:	Амплитуда колебаний, мм	5	—
	Скорость колебаний, см / мин	10	—
Защитный газ/флюс:	Вид	Ar + 1 % N ₂ + + 5 % He + + 0,05 % CO ₂	UP Flux 50-11
	Расход, л / мин	12	20

© А. А. Сливинский, П. Файт, 2003

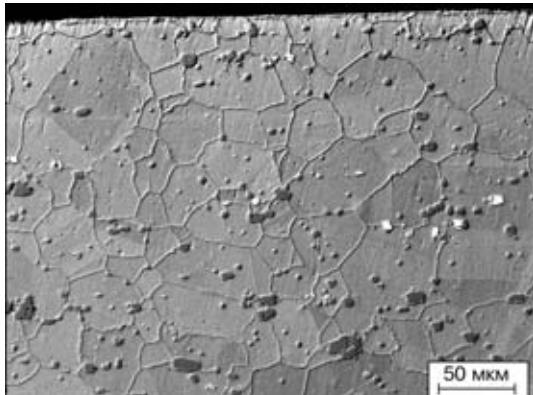


Рис. 1. Микроструктура основного металла сварного WIG соединения сплава NiCr25FeAlY на расстоянии около 5 мм от линии сплавления: темные частицы — карбидная фаза; светлые — частицы иттрия и циркония. РЭМ, обратнорассеянные электроны

электронную микроскопию (электронный микроскоп «Philips CM200»).

Сварку проводили на пластинах размером 500×150 мм толщиной 6 и 10 мм с V-образной разделкой кромок. В рамках исследований для заварки корневых швов использовали плазменную сварку без присадочного материала, а заполняющие проходы выполняли четырьмя различными способами: вольфрамовым электродом в инертном газе (WIG), плавящимся электродом в смеси газов (MSG) и под слоем флюса (UP), а также покрытым электродом (LBH). Во всех случаях использовали присадочный материал, сходный по химическому составу с основным металлом (ОМ). Основные параметры сварки приведены в таблице. С целью повышения производительности и снижения количества проходов на пластинах толщиной 10 мм сварку вольфрамовым электродом выполняли с по-перечными колебаниями дуги.

Количественный анализ размера зерна в металле ЗТВ и ОМ показал, что термический цикл сварки оказывает незначительное влияние на рост зерна матрицы. Лишь в непосредственной близости от линии сплавления (до 0,2 мм) наблюдается некоторое укрупнение структуры на один номер зерна. При удалении от линии сплавления более чем на 0,2 мм зерно сохраняет стабильные размеры. Процессов агломерации карбидов и образования карбидной цепочки в металле ЗТВ обнаружено

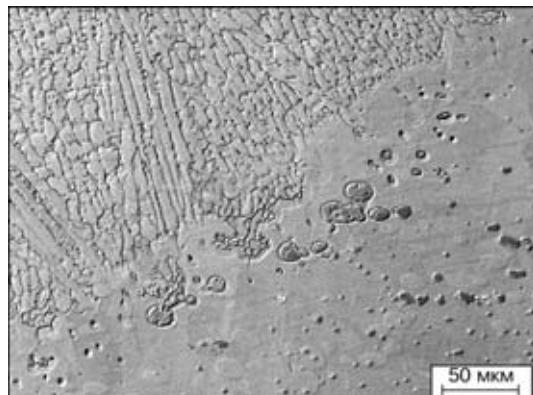


Рис. 2. Микроструктура металла ЗТВ сварного WIG соединения сплава NiCr25FeAlY вблизи линии сплавления. Характерны эвтектоидные образования вдоль линии сплавления со стороны металла ЗТВ. РЭМ, обратнорассеянные электроны

не было. Карбидная фаза в ОМ и металле ЗТВ представлена карбидами двух типов, выделившимися как по границам, так и внутри аустенитного зерна. К первой группе относят карбиды преимущественно округлой или глобуллярной формы со средним диаметром около 2...5 мкм, ко второй — более крупные карбидные включения неправильной формы со средней длиной 12...18 мкм, вытянутые в направлении вальцовки пластин ОМ (рис. 1, 2).

Электронный микроанализ карбидной фазы показал, что структура сварных соединений сплава NiCr25FeAlY включает частицы карбидов Me_{23}C_6 и Me_7C_3 , где $\text{Me} = (\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Fe})$. Доминирующую роль в образовании карбидной фазы играют атомы хрома, т. е. отдельные частицы карбида представляют собой практически чистые соединения хрома и углерода. Наличие в структуре сплава карбидов типа Me_{23}C_6 и Me_7C_3 было подтверждено также замерами микротвердости. Микротвердость зерен γ-матрицы составила в среднем $HV 0,03-320...350$ ($HV 0,04-230...270$). Значения микротвердости карбидных частиц свидетельствуют о наличии двух групп карбидов с различными уровнями микротвердости: $HV 0,03-880...980$ ($HV 0,04-500$) и $HV 0,03-1350$ ($HV 0,04-680...750$). С учетом справочных данных по микротвердости карбидов Cr_7C_3 и Cr_{23}C_6 [16] можно сделать вывод о наличии в структуре сплава карбидов обоих типов в исходном состоянии и после сварки. В целом

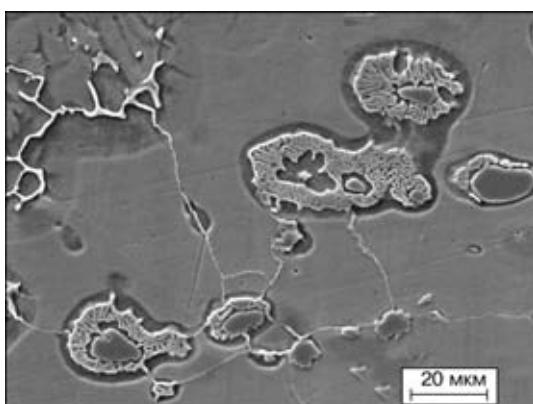


Рис. 3. Микроструктура металла ЗТВ сварного WIG соединения сплава NiCr25FeAlY вблизи линии сплавления. РЭМ, поглощенные электроны

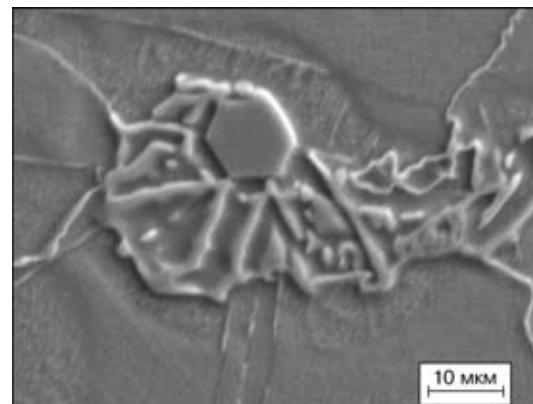


Рис. 4. Эвтектоидная фаза вокруг карбидной частицы, участок металла ЗТВ вблизи линии сплавления. РЭМ, поглощенные электроны

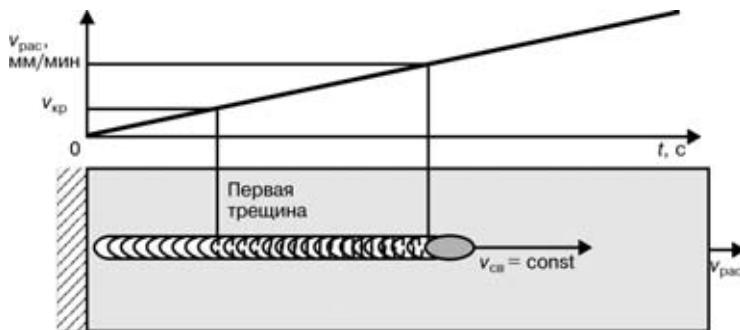


Рис. 5. Принципиальная схема PVR-теста

это явление, достаточно распространенное для жаропрочных материалов на основе никеля [9], подтверждается также для NiCr25FeAlY данными работы [17]. Параллельно с исследованием карбидной фазы в областях, непосредственно прилегающих к линии сплавления (в металле ЗТВ и по границам дендритов в сварном шве), обнаружены участки с эвтектоидной структурой фазовых выделений (рис. 2–4).

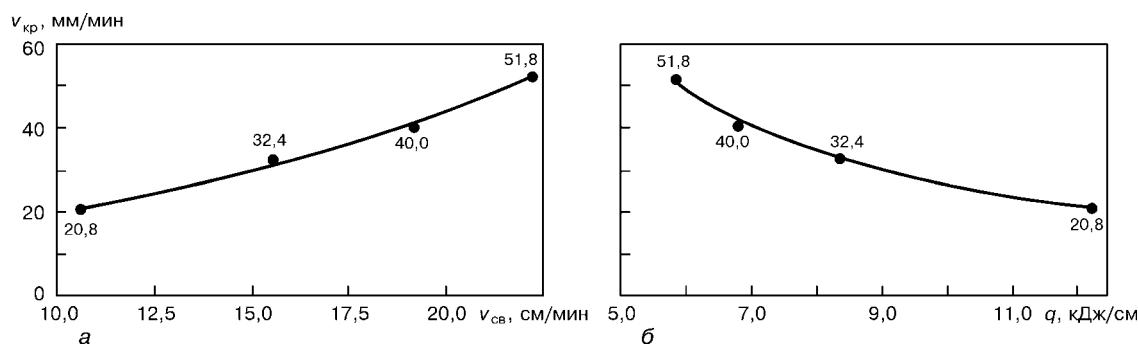
Наличие эвтектоидной фазы вблизи линии сплавления может служить негативным фактором, усиливающим образование горячих трещин во время сварочно-технологической обработки сплава NiCr25FeAlY. Это связано с большей легкоплавкостью эвтектики по отношению к ОМ и ее ярко выраженной хрупкой (пластинчатой) морфологией (рис. 4). Микротвердость эвтектоидной фазы превышает таковую у γ -матрицы в среднем в три раза и составляет HV0,04-510...680. В свою очередь, распределение эвтектоидных образований по границам зерен вокруг матричных карбидов указывает на процесс перераспределения элементов карбидной фазы и γ -матрицы, образования эвтектического состава, его подплавления и последующей кристаллизации в виде эвтектоидной фазы, располагающейся только вокруг карбида.

Чтобы установить, насколько описанные выше структурные превращения в материале могут воздействовать на его технологическую прочность, была проведена серия испытаний на стойкость сплава NiCr25FeAlY против образования горячих трещин при сварке. Испытания (PVR-тест) проводили в соответствии с нормативным документом DVS 1004-1. Схематически принцип теста представлен на рис. 5. Вдоль оси плоского образца с размерами 200×40×10 мм перемещали сварочную горелку с постоянной скоростью сварки, обеспечивая его

проплавление на некоторую, зависящую от параметров сварки, глубину. Одновременно с началом процесса сварки образец начинал растягиваться в направлении перемещения дуги, с постоянно возрастающей скоростью. При этом каждой точке в сварном шве соответствует определенное значение скорости растяжения $v_{\text{рас}}$. Количественным критерием для определения склонности материала к образованию горячих трещин является критическая скорость растяжения v_{kp} (скорость растяжения, при которой на поверхности образца наблюдаются первые трещины).

В ходе испытаний использовали аргонодуговую сварку неплавящимся электродом без присадочной проволоки как наиболее предпочтительный способ сварки с точки зрения стойкости против образования горячих трещин. Скорость сварки для различных испытуемых образцов варьировалась в пределах 10,6...22,2 см/мин при постоянстве остальных параметров. Обработанные данные испытаний приведены на рис. 6. Критическая скорость растяжения обратно пропорциональна погонной энергии, т. е. с возрастанием последней при сварке увеличивается также опасность образования горячих трещин. Согласно [18], на основании критериев, установленных опытным путем, можно сделать вывод об удовлетворительной стойкости сплава NiCr25FeAlY против образования горячих трещин как материала, обнаружившего в ходе PVR-теста критическую скорость растяжения, лежащую в интервале 30...70 мм/мин. Таким образом, при сварке на малых значениях погонной энергии (≈ 6 кДж/см) материал обладает достаточно высокой трещиностойкостью и позволяет получить качественные сварные соединения. В то же время при достижении погонной энергией значения 8,5 кДж/см и более сплав NiCr25FeAlY обладает недовлетворительной стойкостью против образования горячих трещин при дуговой сварке в защитных газах.

Горячие трещины, образовавшиеся в сварных швах в ходе PVR-теста, носят ярко выраженный междендритный характер и образуются прежде всего по периферийным зонам сварных швов вблизи линии сплавления. Дополнительным фактором, способствующим зарождению и развитию горячих трещин именно в этих областях, является наличие

Рис. 6. Зависимость критической скорости растяжения v_{kp} для сплава NiCr25FeAlY от скорости сварки (а) и погонной энергии (б)

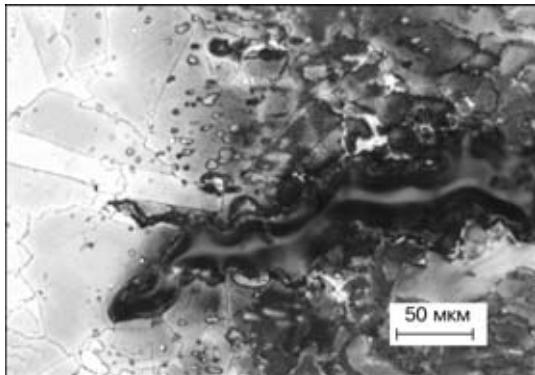


Рис. 7. Иллюстрация «выхода» горячей трещины из металла шва в металл ЗТВ. Оптическая микроскопия (травление по Bloech и Wedl II)

эвтектической жидкости в межзеренном и междendirитном пространстве ниже температуры солидуса. По этой причине в ряде случаев был обнаружен выход горячих трещин из шва в металл ЗТВ (рис. 7).

С целью проверки работоспособности сварных соединений жаропрочного никелевого сплава NiCr25FeAlY при высоких температурах был проведен ряд исследований, включающих нагрев и выдержку сварных образцов, выполненных различными способами сварки в интервале критических температур, с последующими механико-технологическими испытаниями и металлографическими исследованиями структурных изменений.

Ряд литературных источников [19, 20] указывает на опасность образования так называемых

трещин повторного нагрева для жаропрочных сплавов на никелевой основе при их термической обработке или в рабочих условиях под воздействием высоких температур. Наиболее опасным при этом является интервал температур 600...800 °C. Решающим фактором, обуславливающим снижение пластичности материала в этом температурном интервале, принято считать его дисперсионное твердение в результате выделения γ' -фазы $Ni_3(Al, Ti)$ [13, 19, 21, 22].

Исследования тонкой структуры термически обработанных сварных образцов из сплава NiCr25FeAlY (нагрев до 700 °C, выдержка в течение 100 ч, охлаждение на воздухе) показали наличие в его структуре γ' -фазы, чего не наблюдалось при изучении структуры материала в исходном состоянии. Частицы γ' -фазы выделяются в сварном шве, металле ЗТВ и ОМ, они имеют округлую форму диаметром около 21...31 нм (рис. 8, 9). В то время, как границы зерен ОМ в состоянии поставки были практически свободны от карбидных выделений (рис. 10), изучение тонкой структуры сварных соединений после нагрева показало наличие многочисленных выделений мелкодисперсной карбидной фазы как по границам зерен в ОМ (рис. 11) и металле ЗТВ, так и по междендритным границам в сварном шве (рис. 21).

С целью установления влияния температурной нагрузки и вызванных ею структурных превращений в материале на его механико-технологические свойства были проведены сравнительные

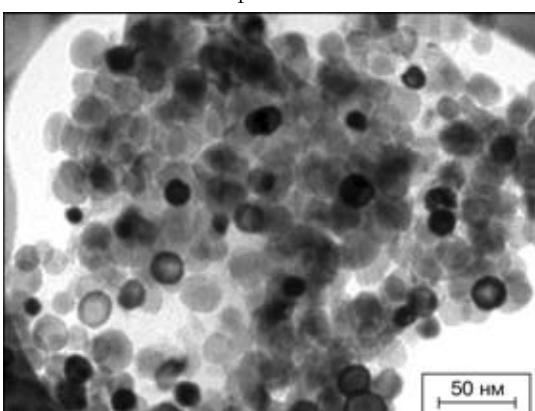


Рис. 8. Частицы γ' -фазы в сварном шве после низкотемпературной выдержки. Электронная микроскопия на просвет

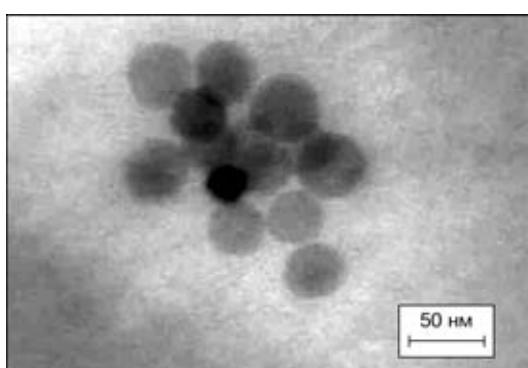


Рис. 9. Частицы γ' -фазы в основном металле после низкотемпературной выдержки. Электронная микроскопия на просвет

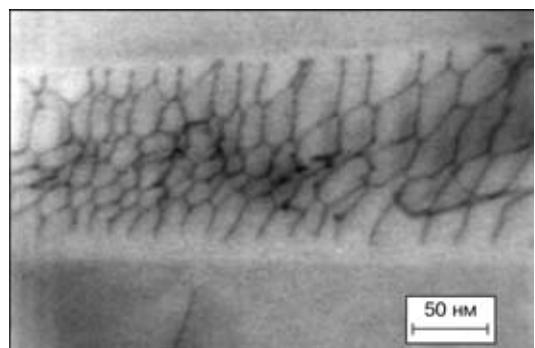


Рис. 10. Межзеренная граница в основном металле до низкотемпературной выдержки. Характерны дислокационная сеть и отдельные карбидные микрочастицы. Электронная микроскопия на просвет

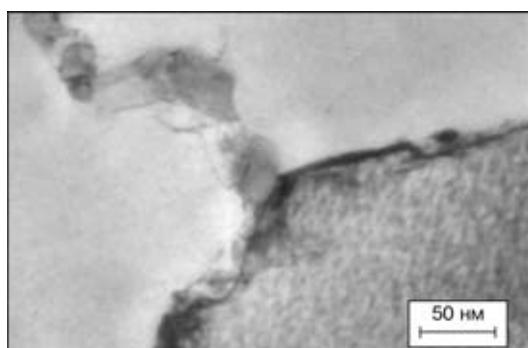


Рис. 11. Микроструктура основного металла после низкотемпературной выдержки. Границы зерен покрыты карбидными выделениями. Правое зерно внизу с контрастными выделениями γ' -фазы. Электронная микроскопия на просвет

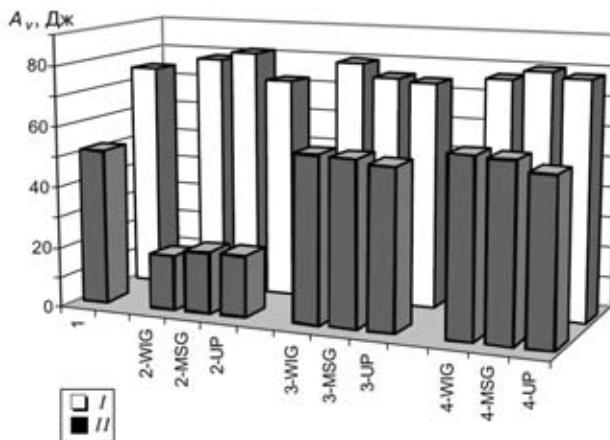


Рис. 12. Работа разрушения A_v сплава NiCr25FeAlY в характерных областях сварных соединений: ОМ (1), сварной шов (2), линия сплавления (3) и металл ЗТВ (4), выполненных различными способами сварки в исходном состоянии после сварки (1) и после низкотемпературной выдержки (2)

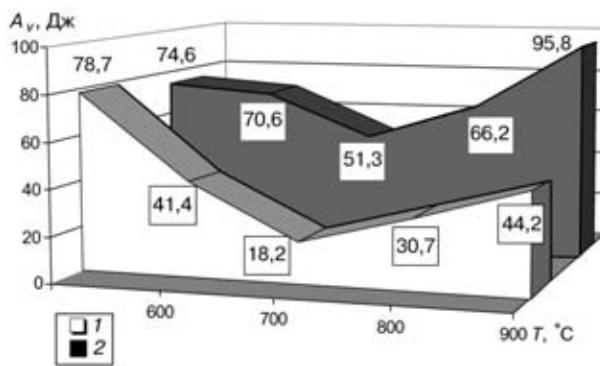


Рис. 13. Изменение работы разрушения сплава NiCr25FeAlY в зависимости от температуры провокационного нагрева для сварных швов, выполненных сваркой WIG (1), и для ОМ (2)

испытания на поперечное растяжение, изгиб и ударную вязкость сварных образцов из сплава NiCr25FeAlY. Результаты испытаний на ударную вязкость показаны на рис. 12. Пробы с V-образным надрезом для испытаний вырезали из сварных соединений, выполненных WIG, MSG, и UP сваркой (корень шва заваривали плазменной сваркой). Надрез располагался на ОМ, по оси шва в поперечном сечении, по линии сплавления и в металле ЗТВ. Работа разрушения A_v при испытании на ударную вязкость для образцов из ОМ и характерных областей сварного соединения была примерно одинаковой и составляла 75...80 Дж. При этом ярко выраженного преимущества какого-либо способа сварки обнаружено не было. В то же время провокационный нагрев до 700 °C с последующей выдержкой в течение 100 ч привел к снижению работы разрушения примерно на 30 % как в ОМ, так и в металле ЗТВ. Однако наибольшее падение вязкости материала вследствие низкотемпературной выдержки наблюдалось в сварном шве. В этом случае работа разрушения снижалась в четыре раза и составляла для сварных швов 18...20 Дж.

Дальнейшие испытания сварных образцов сплава NiCr25FeAlY при различных температурах провокационного нагрева показали, что с точки зрения снижения ударной вязкости наиболее опасной является область температур вблизи 700 °C (рис. 13).

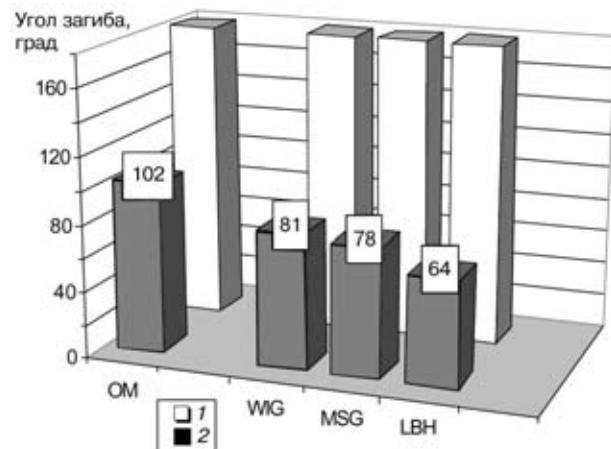


Рис. 14. Изменение пластичности сплава NiCr25FeAlY в характерных областях сварных соединений — ОМ и сварных швах, выполненных различными способами сварки в исходном состоянии после сварки (1) и после низкотемпературной выдержки (2)

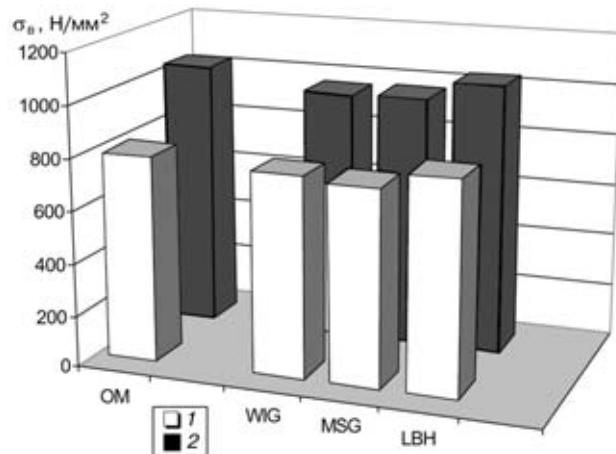


Рис. 15. Изменение прочности сплава NiCr25FeAlY в характерных областях сварных соединений — ОМ и сварных швах, выполненных различными способами сварки в исходном состоянии после сварки (1) и после низкотемпературной выдержки (2)

Продолжительность выдержки не изменялась и для всех случаев составила 100 ч. Аналогичные результаты были получены и при сравнительном испытании образцов из ОМ и сплава NiCr25FeAlY на поперечный изгиб (рис. 14). Угол загиба проб, неподверженных термическому воздействию из ОМ, и содержащих сварные швы, составил 180 °C. Для проб из ОМ, нагретых до 700 °C и выдержаных 100 ч, при угле загиба 102° наблюдалось появление первых трещин. При испытании сварных проб, корень шва в которых заваривали плазменной сваркой, растягивающие усилия сообщались заполняющим проходам, выполненным WIG, MSG и LBH сваркой. В этом случае у проб, подвергнутых провокационному нагреву, наблюдалось хрупкое разрушение по сварному шву при углах загиба 81, 78 и 64° при различных способах сварки.

Таким образом, испытания на поперечный изгиб также подтвердили наличие существенного провала пластичности у материалов швов сварных соединений сплава NiCr25FeAlY, подвергнутых нагреву и выдержке в области температур вблизи 700 °C.

Испытания на поперечное растяжение проб из ОМ и содержащих сварные WIG, MSG и LBH

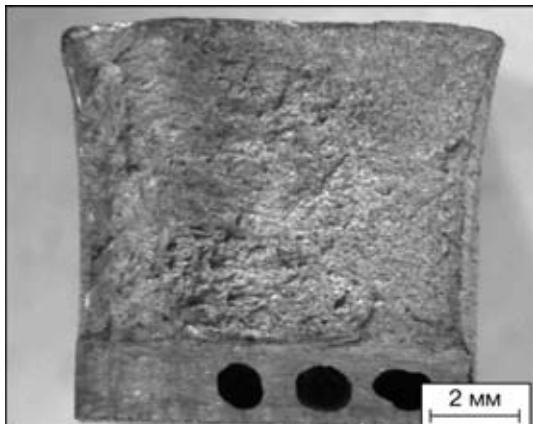


Рис. 16. Общий вид поверхности излома пробы, содержащей сварной WIG шов после испытания на ударную вязкость

швы, также подтвердили упрочнение материала вследствие описанной выше температурной обработки (рис. 15). При этом разрушение проб во всех случаях происходило по ОМ.

Изучение поверхностей излома сварных проб после испытания на ударную вязкость обнаруживает существенно более высокую дуктильность структуры корневых швов, выполненных плазменной сваркой (рис. 16, 17 *правая часть*), в сравнении с заполняющими проходами, выполненными различными дуговыми способами сварки, в частности неплавящимся электродом в инертном газе (рис. 16, 17 *левая часть*). Кроме того, сопоставление формы сечений поверхностей излома показывает на существенно более высокий уровень пластической деформации у ненагретых проб (рис. 16), по сравнению с более хрупкой картиной разрушения у проб, предварительно подвергнутых провоциционному нагреву (рис. 17). Более детальное исследование поверхностей излома в сварных швах показывает характерную для пластичных материалов ячеистую (сотовую) структуру разрушения у проб, которые не подвергались термическому воздействию после сварки (рис. 18), по сравнению с хрупкой (сдвиговой) структурой поверхности излома сварных швов, подвергнутых низкотемпературной выдержке (рис. 19).

Таким образом, результаты механико-технологических испытаний сварных соединений сплава NiCr25FeAlY однозначно указывают на существенное снижение пластичности и вязкости материала

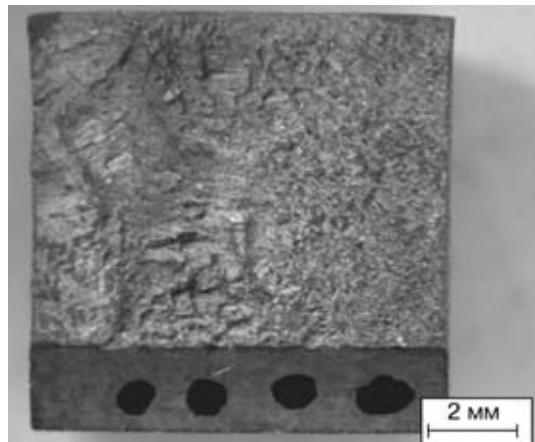


Рис. 17. Общий вид поверхности излома пробы, содержащей сварной WIG шов после испытания на ударную вязкость. Перед испытанием пробы — низкотемпературная выдержка (700 °C, 100 ч)

вследствие даже относительно непродолжительной выдержки в области 700 °C, что, в свою очередь, непосредственно вызвано выделением γ -фазы. При этом наиболее ослабленной зоной сварного соединения является шов. Данный факт не может быть обоснован исключительно за счет выделения γ -фазы.

В ходе исследований методом электронной микроскопии на просвет в микроструктуре металла ЗТВ и сварного шва термически воздействованных проб было обнаружено наличие свободной от упрочняющих частиц и дислокаций «каймы» вблизи межфазной границы карбид/матрица (рис. 20, 21). Ширина «каймы» около 0,1 мкм. На рис. 20, 21 наличие γ -фазы обозначено дислокационными линиями, т. е. на участках, лишенных дислокаций, отсутствуют и частицы γ -фазы. Кроме того, электронный микроанализ структуры показал некоторое обеднение металла «каймы» хромом по сравнению с матрицей. Данное явление может быть объяснено тем, что в условиях образования упрочняющего карбида Me_{23}C_6 (760...980 °C по [9]) матрица обедняется хромом, что, в свою очередь, увеличивает растворимость γ -фазы вблизи границы зерна или дендрита, а точнее элементов γ -упрочнителей, в результате чего и образуются описанные выше зоны, свободные от выделений. Именно в образцах после низкотемпературной выдержки

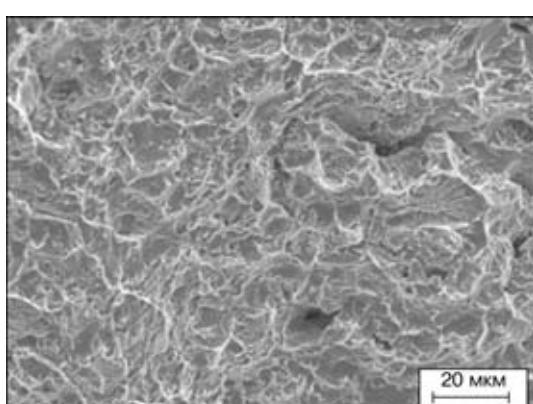


Рис. 18. Фрактографическая картина излома сварного WIG шва после испытания на ударную вязкость. РЭМ

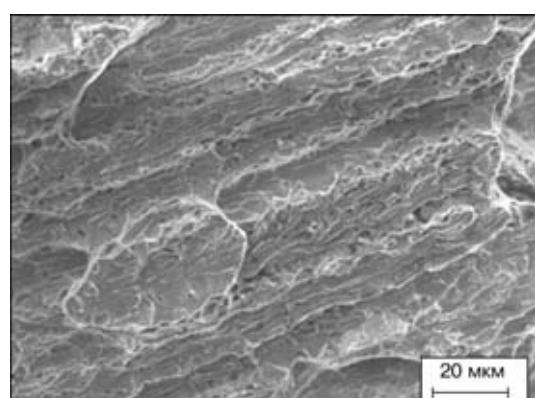


Рис. 19. Фрактографическая картина излома сварного WIG шва после испытания на ударную вязкость. Перед испытанием пробы — низкотемпературная выдержка (700 °C, 100 ч). РЭМ

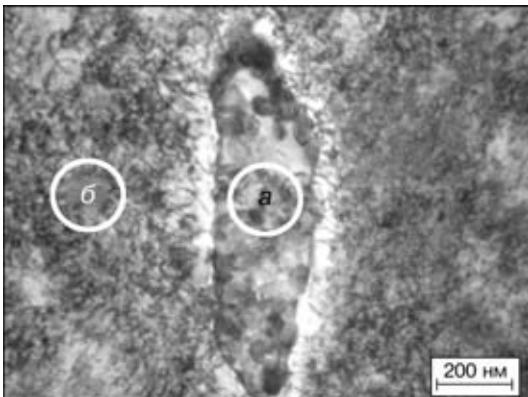


Рис. 20. Микроструктура металла ЗТВ сварного WIG соединения сплава NiCr25FeAlY после термической выдержки (700 °C, 100 ч). Характерные области: поликристалл карбида хрома (а); матрица с дислокационной сеткой (б). Электронная микроскопия на просвет

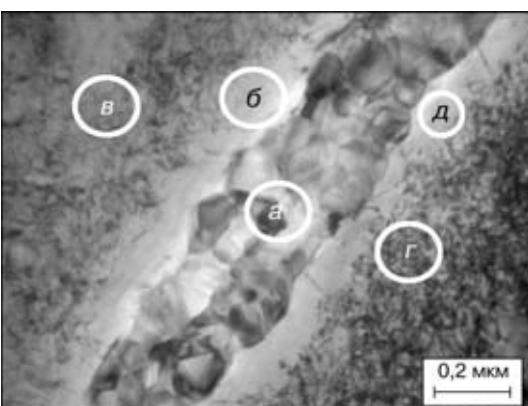


Рис. 21. Микроструктура сварного WIG шва сплава NiCr25FeAlY после термической выдержки (700 °C, 100 ч). Характерные области: а — междендритная граница, покрытая карбидными выделениями; б — прилегающая к ней свободная от выделений «кайма»; в — матрица с дислокационной сеткой. Электронная микроскопия на просвет

(700 °C, 100 ч) наблюдалось интенсивное выделение мелкодисперсной карбидной фазы по границам зерен и дендритов.

Таким образом, значительное снижение пластичности сварных соединений, вызванное температурным воздействием, является следствием фазовой и химической неоднородности, обусловленной сложными структурными превращениями, такими, как выделение упрочняющей γ' -фазы в матрице, выделение мелкодисперсной карбидной фазы Me_{23}C_6 по границам дендритов и частичная гомогенизация (растворение γ' -фазы) в приграничной области. При этом сварной шов с его дендритной структурой является наиболее ослабленной зоной в силу анизотропности его механических свойств по сравнению с ОМ или металлом ЗТВ.

Given are the results of metallographic examinations of different zones of welded joints in high-nickel alloy of the NiCr25FeAlY type made by using tungsten electrode in inert gas, metal electrode in gas mixture and by the submerged-arc method. Susceptibility of the alloy to hot cracking was estimated, and the ductility dip of the alloy was found to occur at a temperature of about 700 °C after heat treatment. Relationship was established between decreased ductility of the alloy and formation of phase and chemical heterogeneity.

1. Hochtemperaturwerkstoffe der Krupp VDM fuer den Anlagenbau // VDM Report. — 1999. — № 25. — 64 S.
2. Brill U. Praktische Erfahrungen mit dem neuen Werkstoff Nicrofer 6025 HT im Ofen- und Waermebehandlungsanlagenbau // Stahl. — 1995. — № 6. — S. 37–40.
3. Brill U. Neue Ergebnisse mit dem Werkstoff Nicrofer 6025 HT im Ofen- und Waermebehandlungsanlagenbau // Ibid. — 1999. — № 3. — S. 54–56.
4. Baar B., Brill U. Gefügecharakterisierung der neuen karbidhaertenden, hochwarmfesten Nickelbasislegierung Nicrofer 6025 HT (2.4633) // Prakt. Metallographie. — 1994. — 25. — S. 331–341.
5. Brill U. Eigenschaften und Einsatzgebiete der neuen warmfesten Legierung Nicrofer 6025 HT // Stahl. — 1994. — № 3. — S. 32–35.
6. Brill U. Neue warmfeste und korrosionsbestaendige Nickel-Basis-Legierung fuer Temperaturen bis zu 1200 °C // Metall-Wissenschaft + Technik. — 1992. — № 8. — S. 778–782.
7. Anik S., Dorn L. Metallphysikalische Vorgaenge beim Schweißen von Nickelwerkstoffen — Waermebehandlung und Schweißverfahren // Schweißen und Schneiden. — 1983. — № 11. — S. 540–544.
8. Durand-Charre M. The Microstructure of superalloys. — Amsterdam: Gordon & Breach, 1997. — 121 p.
9. Superalloys II / Sims Ch. T. et al. — John Wiley and sons, 1987. — 615 p.
10. Anik S., Dorn L. Metallphysikalische Vorgaenge beim Schweißen von Nickelwerkstoffen — Einfluss der Werkstoffzusammensetzung // Schweißen und Schneiden. — 1983. — № 9. — P. 445–450.
11. Некоторые закономерности образования горячих трещин при сварке литьих жаропрочных никелевых сплавов / В. С. Савченко, К. А. Ющенко, Н. И. Саволей, Ю. Д. Панфилов // Автомат. сварка. — 1993. — № 3. — С. 13–16.
12. Савченко В. С., Ющенко К. А., Саволей Н. И. Влияние скорости деформации на склонность стабильноаустенитных швов к образованию горячих трещин в низкотемпературном интервале хрупкости // Там же. — 1987. — № 10. — С. 9–12.
13. Стойкость сварных соединений жаропрочного никелевого сплава типа хастеллои Н против образования горячих трещин / К. А. Ющенко, В. Н. Липодасев, М. В. Бельчук и др. // Там же. — 1986. — № 9. — С. 10–12.
14. Красницкий В. Ф. Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении // Там же. — 1985. — № 10. — С. 26–30.
15. Морочкин В. П., Федоров Б. М., Андреев В. Д. Сопоставление лазерной, электронно-лучевой и аргонодуговой сварки жаропрочного никелевого сплава XН68ВМТИК // Свароч. пр-во. — 1983. — № 6. — С. 13–16.
16. Goldschmidt H. J. Interstitial alloys. — London: Butterworths, 1967. — 423 p.
17. Brill U. Einfluss des C-Gehaltes auf die Gefügeausbildung der hochwarmfesten Nickelbasislegierung NiCr25Fe10AlY // Metall. — 1996. — № 12. — S. 798–804.
18. Klug P. Beitrag zur Prüfung der Heissrissanfälligkeit von hochlegierten Schweißzusatzwerkstoffen mit dem PVR-Test der VEW-Kapfenberg: Diss. — Graz, 1980.
19. Сорокин Л. И., Тупикин В. И. Классификация жаропрочных никелевых сплавов по их стойкости против образования трещин при термической обработке сварных соединений // Автомат. сварка. — 1985. — № 5. — С. 23–25.
20. Скворцов Е. А., Голубев Е. Н. О растрескивании сварных соединений аустенитных дисперсионно-твердеющих сплавов при термической обработке // Свароч. пр-во. — 1978. — № 4. — С. 9–10.
21. Ibas O., Brill U. Einfluss der Auslagerungstemperatur und -zeit auf die Zahigkeit von ausgewählten Ni-Basis-Legierungen // Konferenz «Werkstoffprüfung», 1998. Einzelbericht. — S. 137–144.
22. Исследование свариваемости литьих жаропрочных никелевых сплавов с 6% алюминия / К. А. Ющенко, Н. И. Пинчук, А. А. Наконечный и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 10. — С. 18–24.

Поступила в редакцию 30.09.2002



ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Б. А. ЗДЕРГИЙ, канд. техн. наук, С. С. КОТЕНКО, инж., Е. П. ПОЛИЩУК, канд. техн. наук,
чл.-кор. НАН Украины К. А. ЮЩЕНКО (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
О. М. БАРАБАШ, д-р техн. наук, О. П. КАРАСЕВСКАЯ, канд. физ.-мат. наук
(Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

Исследованы кристаллографическая текстура и микроструктура соединений, полученных сваркой плавлением. Выбраны критерии оценки степени наследования структурного состояния исходного металла металлом шва. Установлены факторы, определяющие степень такого наследования. Определены условия минимального искажения структурного состояния.

Ключевые слова: сварка плавлением, кристаллизация металла, кристаллографическая ориентация, монокристалличность, рентгеновские исследования, разориентация, плотность дислокаций, наследование структуры, режимы сварки

Структурное состояние металла шва является одним из основных факторов, который определяет физико-механические характеристики и служебные свойства сварных соединений [1–3]. Последние в значительной мере зависят от того, насколько точно структурное состояние основного металла наследуется металлом шва.

Исходя из основных положений теории кристаллизации металлов [4–6], можно предположить, что степень наследования определяется в совокупности исходной кристаллографической ориентацией, совершенством структуры свариваемого материала и параметрами термического воздействия источника сварочного нагрева (режима и условий сварки).

Публикаций, посвященных указанному вопросу, существует немного и зачастую они содержат разнотипные результаты [1, 6–11]. Основное внимание в них уделяется констатации и иллюстрированию факта наследования металлом шва ориентации оплавляемых зерен основного металла, а также особенностям крупнокристаллической макроструктуры металла шва. Насколько точно на различных масштабных (структурных) уровнях может наследоваться металлом шва кристаллографическая ориентация и структура основного металла, а также от чего это наследование зависит и посвящена настоящая работа.

Объектом комплекса исследований в настоящей работе является исходная кристаллографическая ориентация и микроструктура свариваемого монокристаллического металла, их изменения под воздействием термодеформационного цикла сварки.

Критериями оценки структуры сварных соединений являются следующие:

макропараметры структурного совершенства (сохранение монокристалличности и кристаллографической ориентации основного металла; отклонение кристаллографической ориентации метал-

ла шва от аналогичных характеристик исходного материала);

параметры структуры на мезоуровне (плотность дислокаций, однородность их распределения, разброс относительно наиболее вероятной кристаллографической ориентации металла сварного шва).

Исследования проводили на монокристаллах вольфрама, молибдена и ниobia с целью исключить влияние множественности кристаллографических ориентаций в зоне оплавления на структурное совершенство шва, поскольку в поликристаллах и даже в сильнотекстурированных металлах этот фактор имеет существенное влияние на точность результатов исследований.

В однокомпонентных текстурированных поликристаллах всегда есть часть зерен с ориентацией, отличной от основной, что влияет как на механизм наследования структуры, так и на ее совершенство. Кроме того, при исследовании монокристаллов, благодаря точности определения кристаллографической ориентации свариваемых (оплавляемых) поверхностей, можно получить значительно более однозначные результаты о влиянии этой характеристики на структурное совершенство металла сварного шва. Выбор монокристаллов в качестве объекта исследования позволяет также изучать характеристики формирования различных дислокационных распределений под влиянием режимов и условий сварки при конкретных кристаллографических ориентациях свариваемых монокристаллов.

Выбор в качестве исследуемых тугоплавких металлов обусловлен необходимостью иметь возможность широко варьировать термические поля при сварке. Кроме того, благодаря изоморфности тугоплавких металлов при кристаллизации и охлаждении вносится меньше искажений в структуру и таким образом облегчается получение более точного ответа на поставленные вопросы. Исходные тугоплавкие материалы характеризуются низким содержанием примесей, что также позволило повысить точность результатов и исключить возможность гетерогенного зарождения центров кристаллизации. Согласно сертификатным данным на исходные монокристаллы, выращенные способом зон-

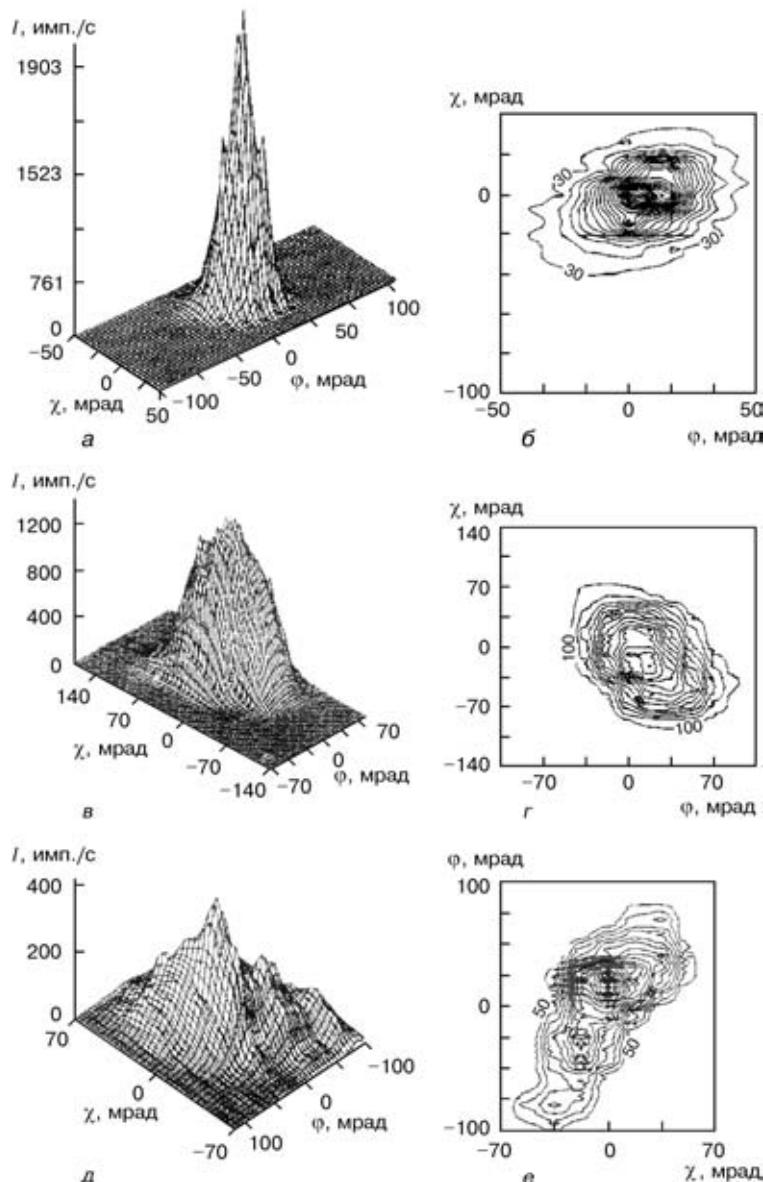


Рис. 1. Пространственные распределения интенсивности I (а, в, д) и изоинтенсивные линии (б, г, е) рассеянного рентгеновского излучения в азимутальной плоскости $I_{q\perp}$ для различных зон сварного соединения монокристаллов вольфрама: а, б — основной металл; в, г — линия сплавления; д, е — центральная часть сварного шва; поверхность оплавления (111), направление сварки [110], рефлекс (222), скорость сварки 28 мм/с

ной плавки, исследуемые металлы имели следующие составы, мас. %:

W — 99,99; [C] — $1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-5}$; [O] — $1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-5}$; [H] — $(5 \dots 8) \cdot 10^{-5}$;

Mo — 99,99; [C] — $1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-4}$; [O] — $1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-4}$; [H] — $1 \cdot 10^{-4} \dots 1 \cdot 10^{-5}$;

Nb — 99,99; [C] — $1 \cdot 10^{-2} \dots 1 \cdot 10^{-3}$; [O] — $1 \cdot 10^{-2} \dots 1 \cdot 10^{-3}$; [H] — $1 \cdot 10^{-4} \dots 1 \cdot 10^{-5}$.

Основной (исходный) металл характеризуется однородным распределением дислокаций, небольшим количеством малоугловых границ и разориентацией элементов субструктур в облучаемом объеме 1 mm^2 менее 10...20 мрад (рис. 1, а, б).

Образцы для проведения экспериментов по сварке вырезали из монокристаллических прутков диаметром 20...36 мм, выращенных зонной плавкой. Использовали прутки с разной кристаллографической ориентацией оси ($<110>$, $<111>$, $<112>$, $<100>$), что позволяло варьировать кристаллографические ориентации поверхностей сплавления и направления сварки при одинаковой лицевой поверхности (110). Точность ориентации монокристаллических прутков по сертификатным данным составляет примерно 35 мрад. Сварка образцов, вырезанных из различных прутков, может приводить к появлению существенных разориентаций встыке. Для предотвращения отрицательного воздействия такой разориентации принимали специальные меры: во-первых, образцы под сварку выбирали из одного прутка, во-вторых, из прутков вырезали плоские пластины, которые затем разрезали вдоль. По месту реза производили стыковку пластин под сварку. Таким образом, задавали одинаковую кристаллографическую ориентацию поверхностей сплавления и направлений сварки, исключали искажающее влияние неточности вырезки и сборки образцов под сварку. В результате взаимная разориентация образцов встыке не превышала 35 мрад (точность определения ориентации по методу Лауэ). Разрезали образцы электронискровым способом. Дефектный поверхностный слой удаляли посредством механической обработки с последующей электрополировкой. Непосредственно перед сборкой под сварку поверхность образов очищали химическими реактивами, обезжиривали и просушивали. Толщина свариваемых образцов составляла от 0,5 до 2,0 мм.

Для микроструктурных и рентгеновских исследований использовали лицевую поверхность, торцевые и специально изготовленные косые шлифы. Специальную поверхность получали в результате разрезки сварных образцов под углом 90 мрад к направлению сварки и перпендикулярно к лицевой поверхности. Целью приготовления специальных поверхностей наблюдения было увеличение точности определения характеристик различных зон сварных соединений в результате увеличения площади исследования.

В связи с необходимостью точного воспроизведения результатов на сравнительно небольших (примерно 20×60 мм) образцах, обеспечения мобильности и локальности нагрева, варьирования в широких пределах термическими циклами сварки, исключения загрязнения металла шва эксперименты по сварке выполняли высококонцентрированным прецизионным электронным лучом в



вакууме. Использовали стандартное сварочное оборудование для электронно-лучевой сварки (ЭЛС).

Поскольку необходимо было изучить особенности кристаллизации и структуры с учетом возможных технологических вариантов, эксперименты осуществляли в широком диапазоне режимов и условий сварки, в том числе с предварительным и последующим подогревом электронным лучом. Применили также технологическую оснастку для регулирования теплоотвода. Скорость сварки изменяли от 1 до 40 мм/с, температуру подогрева — от 200 до 800 °С. Тип сварного соединения — стыковое со сквозным проплавлением.

Следует отметить, что неотъемлемым условием получения качественного монокристаллического сварного соединения является стабильное сквозное проплавление. Нарушение стабильности режимов сварки, геометрии шва, однородности температурного поля может вызывать формирование высокоугловых границ зерен и дополнительных дефектов кристаллической структуры. Исходя из этого были выбраны параметры режимов сварки. В табл. 1 приведены типовые режимы и условия сварки монокристаллов вольфрама разной толщины. Для молибдена и ниобия значения тока луча уменьшали по сравнению с вольфрамом соответственно в 1,5 и 2,0 раза.

Металлографические исследования выполняли на оптических микроскопах «МИМ-7», «Неофот-32» при увеличении от 10 до 500. Используя расчетную методику, предложенную в работе [12], по ямкам травления оценивали плотность хаотически расположенных дислокаций. Указанная методика имеет недостаточную точность и чувствительность и в основном применяется для экспресс-оценки состояния структуры. По наличию участков разной травимости с помощью экспресс-метода оценивали сохранение монокристалличности и отсутствие большеугловых границ. Следует отметить, что металлографический метод является достаточно быстрым, но дает только качественную оценку.

Косвенной мерой дефектности монокристаллов и их сварных соединений служили значения микротвердости. Микротвердость измеряли на твердомере типа М-400 фирмы «Леко» с автоматическим приводом индентора при нагрузке 0,5...1,0 Н и выдержке 15 с.

Для исследования кристаллографической ориентации и взаимной разориентировки элементов субструктур как основного металла, так и свар-

ных швов применяли рентгеновские исследования по Лауз и метод качающегося кристалла. Метод обратной съемки по Лауз применяли для оценки монокристалличности и отклонения кристаллографической ориентации металла шва от основного металла. В качестве характеристик служили положение рефлексов эпиграмм, их искажение и направления преимущественных размытий по сравнению с эталонными. Для количественной оценки параметров дислокационной субструктуры, определения однородности распределения элементов дислокационного ансамбля применяли метод обратной съемки качающегося монокристалла. При использовании монокристаллического образца следует учитывать количественную связь между шириной $\delta_{q\perp}$ и формой $I_{q\perp}$ распределения интенсивности рентгеновского отражения с параметрами дислокационного ансамбля [13, 14]. В качестве критериев оценки элементов субструктуре служили положение, общее угловое уширение и форма распределения интенсивности рефлексов, а при появлении пиков интенсивности в распределении $I_{q\perp}$ — их количество, угловое уширение отдельных пиков, уровень падения интенсивности между ними. Это позволило оценить плотность дислокаций, их распределение, общий, средний и локальный углы разориентации элементов дислокационного ансамбля. Исследования осуществляли на установке УРС-2,0 и дифрактометре «Дрон-3М» с использованием медного излучения.

Изучали распределения интенсивности рентгеновских отражений в азимутальных направлениях рефлексов {110}, {200}, {310}, {321}, {222}, {211}, составляющих угол менее 785 мрад с одной из плоскостей исследования. При наклонных позициях образца в значения интенсивности вносили соответствующие поправки.

Таким образом, качественные и количественные характеристики (металлографические методы), дополненные количественными параметрами структуры (рентгенографические методы), позволяют с высокой степенью точности и достоверности с разных позиций характеризовать исходный металл, а также изменения, вызванные его плавлением и кристаллизацией в процессе сварки.

Основные факторы, которые определяют формирование структуры в зоне сварного соединения, для удобства рассмотрения были разделены на собственно характеристики режимов и условий сварки и параметры исходной структуры.

Исследование сварных соединений монокристаллов ниobia и вольфрама, полученных в диапазоне скоростей от 3 до 30 мм/с, выявили следующие структурно-ориентационные особенности металла этих соединений в зависимости от условий и параметров режимов (преимущественно скорости) сварки.

Прежде всего посредством рентгеновских (рис. 1–3) и металлографических исследований была показана возможность сохранения монокристаллической структуры в сварных соединениях монокристаллов разной кристаллографической ориентации, полученных в указанном диапазоне скоростей. При каждом из рассмотренных сочетаний

Таблица 1. Типовые режимы ЭЛС монокристаллов вольфрама

Толщина свариваемого металла, мм	Ток луча, мА	Скорость сварки, мм/с
1,0	110	5
1,0	150	22
1,5	190	22
2,0	230	22

Примечания. 1. Режимы предварительного подогрева выбирали исходя из марки свариваемого сплава, размеров образца и типа оснастки. 2. Во всех случаях ускоряющее напряжение составляло 30 В. 3. Давление в камере достигало 6,7 МПа.

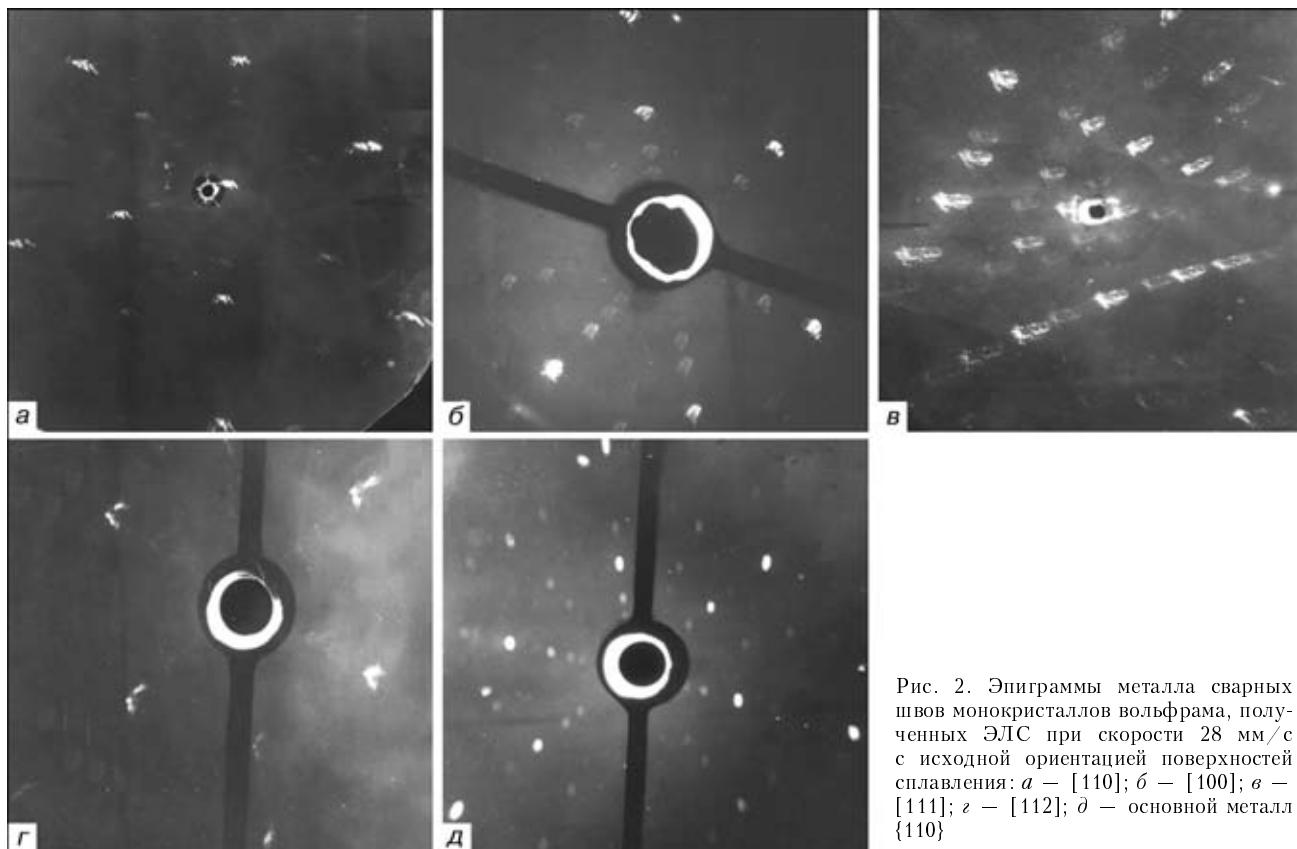


Рис. 2. Эпиграммы металла сварных швов монокристаллов вольфрама, полученные ЭЛС при скорости 28 мм/с с исходной ориентацией поверхностей сплавления: *а* — [110]; *б* — [100]; *в* — [111]; *г* — [112]; *д* — основной металл {110}

режимов сварки, ориентаций поверхности сплавления и направления сварки имело место наследование металлом шва кристаллографической ориентации основного металла (рис. 1). Однако на эпиграммах различных зон сварного соединения зафиксированы отклонения ориентации относи-

тельно ориентации исходного металла от 35 до 175 мрад. Угол разориентации прежде всего зависит от исходной ориентации свариваемых кромок, а также от условий и параметров режима сварки. Полученные с помощью метода Лауз значения изменений кристаллографической ориентации по сечению шва равняются 35...175 мрад. Так как погрешность измерений 35 мрад и неточность вырезки и сборки образцов 35...50 мрад соизмеримы с получаемыми значениями, то установить четкие численные зависимости изменения кристаллографической ориентации металла шва от условий и режимов сварки проблематично. Но все же можно выделить основные тенденции наследования кристаллографической ориентации в зависимости от режимов и параметров сварки. В монокристаллах молибдена, вольфрама и ниобия эти тенденции одинаковы. Однако имеются и непринципиальные отличия. Четкие пики интенсивности отражения металла шва (вольфрама) свидетельствуют о более развитом процессе полигонизации (рис. 3).

Основные особенности изменения структуры сварных соединений в направлении от основного металла к их центру шва таковы: происходит постепенное увеличение ширины пятен на эпиграммах и картинах интенсивности рассеянного рентгеновского излучения, их дробление на отдельные максимумы (рис. 1-3). Это свидетельствует об изменении плотности

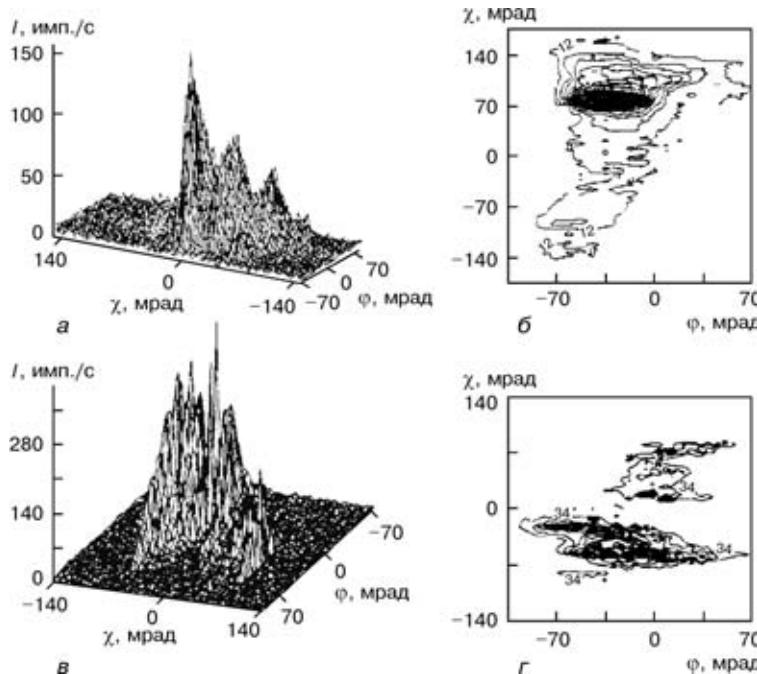


Рис. 3. Пространственные распределения интенсивности (*а*, *в*) и изоинтенсивные линии (*б*, *г*) рассеянного рентгеновского излучения в азимутальной плоскости $I_{q\perp}$ для центральной части сварного шва: *а*, *б* — молибден; *в*, *г* — вольфрам; поверхность сплавления (211), направление сварки [110], рефлекс (211), скорость сварки 3 мм/с



Таблица 2. Оценка дислокационной структуры металла в зоне по оси шва*, полученной в результате расчета истинного физического уширения радиального распределения интенсивности рассеяния рентгеновского излучения

Ско- рость сварки, мм/с	Истинное уширение, мрад**	Плотность хаотически располо- женных дислокаций, см ⁻²	Среднее расстояние между стенками $\times 10^{-3}$, нм	Плотность распреде- ления дислокаций стенках, см ⁻²	Угол локальной разориен- тировки субзерен, мрад
2,8	5,061 8,372	$8 \cdot 10^8$	3,9	$2 \cdot 10^9$	1...5
28	16,24 20,32	$0,2 \cdot 10^7$	1,2	$3 \cdot 10^{10}$	5...10

* Исходная ориентация поверхности оплавления [111].

** Значения истинного уширения даны для рефлексов (110) и (220).

и распределении дислокационных дефектов в различных частях сварного шва.

Рассмотрим обобщенные результаты исследования сварных шов, полученных посредством проплавления сплошной пластины, в результате чего влияние погрешности установки и приготовления образцов сведены к минимуму. В табл. 2 приведены данные исследований сварных соединений с ориентацией поверхности сплавления (111) (направление сварки <112>). Как видно из таблицы, скорость сварки существенно влияет на совершенство структуры металла шва (на первую и вторую группы параметров структуры, характеризующих наследование структуры основного металла), т. е. на точность наследования структуры основного металла. Лучшие результаты получены при поверхности сплавления (111) и направлении сварки [100] и [110], худшие — при направлении сварки [111]. Хорошее наследование совершенства монокристалличности при поверхности сплавления (111) для всех направлений сварки зафиксировано при небольших скоростях (2,8 мм/с) сварки (разориентировка субструктурой 20...30 мрад, отклонение ориентации сварного шва в центральной части шва 35...50 мрад). Дальнейшее снижение скорости сварки (до 1 мм/с) усиливает тенденцию к уменьшению разориентации элементов субструктур и плотности дислокаций при снижении скорости сварки для этой ориентации поверхности сплав-

Таблица 3. Разориентация элементов субструктур в зоне оси шва сварных соединений вольфрама на образцах разной исходной кристаллографической ориентации, сваренных встык на разных скоростях сварки

Ориентация поверхности	Скорость сварки, мм/с	Максимальная разориентация, мрад	
		$v_{\text{сп}\perp}$	$v_{\text{сп}\parallel}$
[100]	2,8	100...160	60...70
	22,0	40...60	15...30
	28,0	35...40	15...20
[110]	2,8	110...190	35...55
	22,0	45...55	18...25
	28,0	30...35	5...10
[111]	2,8	30...40	15...25
	22,0	65...100	35...160
	28,0	50...60	30...40
[112]	2,8	120...175	40...55
	22,0	50...65	50...60
	28,0	35...40	25...30

Примечание. Ориентация поверхности образцов [110]; $v_{\text{сп}\perp}$ — перпендикулярно к направлению сварки; $v_{\text{сп}\parallel}$ — параллельно направлению сварки.

ления. Однако малые скорости сварки вызывают технологические проблемы (увеличение ширины, прожоги и др.).

Аналогичные исследования образцов, сваренных встык, показывают влияние возмущений, связанных со сборкой и подготовкой поверхностей сплавления (табл. 3, рис. 4). Разориентация элементов субструктур в центре сварного шва для лучших вариантов сварки достигает 40...50 мрад. Для поверхности сплавления (001) [100] разориентация элементов субструктур металла центральной части шва, полученного на скорости 2,8 мм/с, достигает 110...140 мрад. Повышение скорости сварки до 30 мм/с приводит к уменьшению разориентации до 30...40 мрад. При дальнейшем увеличении скорости сварки (до 40 мм/с) зафиксирована тенденция к дальнейшему улучшению совершенства структуры шва, но, как и при небольших скоростях сварки, возникает технологическая проблема формирования качественных швов (подрезы, занижения и др.).

Как видно из табл. 1–3, рис. 2, 4, влияние скорости сварки на совершенство структуры металла шва тесно связано с исходной ориентацией свариваемого металла. Исследования образцов других кристаллографических ориентаций, сваренных при разных режимах (скоростях), показывают, что наряду с условиями и режимами сварки еще более существенное влияние на формирование структуры металла шва оказывает ориентация исходной поверхности оплавления (рис. 2, 4, 5), поскольку поверхность сплавления служит затравкой (подложкой) для кристаллизации. Степень наследования структуры подложки определяет совершенство структуры металла сварных швов.

Анализ приведенных данных показал, что наилучшие результаты могут быть получены для образцов с поверхностью оплавления {100} и {110} при повышенных скоростях сварки, а для образцов

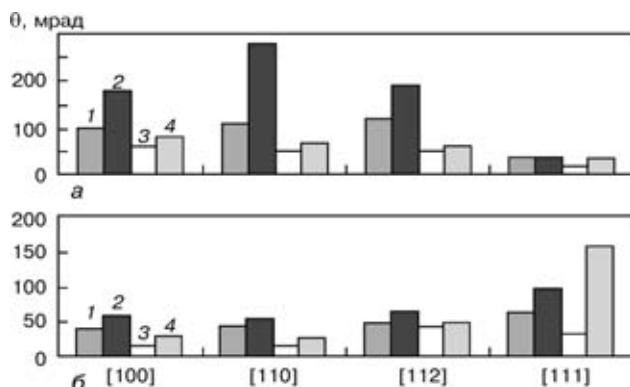


Рис. 4. Гистограммы разориентации (минимальная 1, 3 и максимальная 2, 4) элементов субструктур сварных швов, полученных способом ЭЛС при разных скоростях: а — 2,8; б — 28 мм/с; 1, 2 — перпендикулярно к направлению сварки; 3, 4 — параллельно направлению сварки; θ — угловая ширина

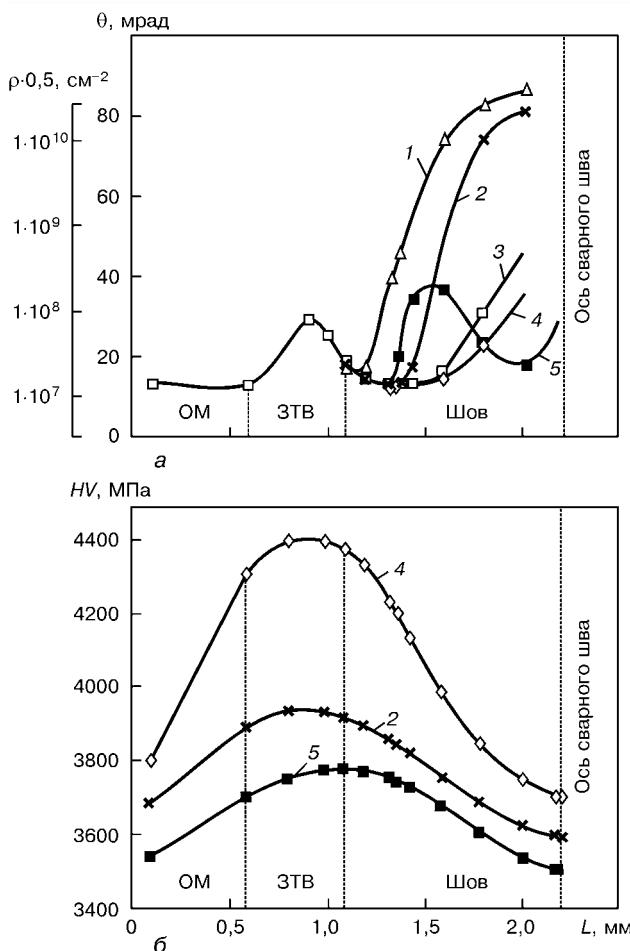


Рис. 5. Изменение характеристик субструктур в поперечном сечении сварных соединений монокристаллов вольфрама разной ориентации: а — разориентация элементов субструктур, суммарная плотность дислокаций; б — микротвердость: 1 — [111]; 2 — [112]; 3 — [100]; 4 — [110]; 5 — [100], поликристаллическая структура по оси

с поверхностью оплавления {111} — при малых скоростях сварки, менее совершенные монокристаллические швы — для поверхности оплавления {112}. Увеличение скорости сварки для ориентации поверхности [111], [112] приводит к некоторому уменьшению максимальных значений разориентировок элементов субструктур. Однако на рентгенограммах обнаружены рефлексы с ярко выраженным неоднородным астеризмом (см. рис. 2), что является признаком наличия избыточных неравномерно расположенных дислокаций с разными векторами Бюргерса. Такое распределение дислокаций формирует места локальных перенапряжений, склонных к рекристаллизации. Для ориентации поверхности сплавления {112} не удалось получить швы со структурой, близкой к структуре основного исходного металла.

Таким образом, можно сделать вывод, что для каждой исходной кристаллографической ориентации существуют свои оптимальные режимы и условия сварки, позволяющие получить наиболее совершенную структуру.

Результаты оценки суммарной плотности дислокаций структуры швов совпадают с установленными ранее зависимостями совершенства структуры металла шва от кристаллографической ориен-

тации исходного металла, условий и режимов сварки. По мере возрастания разориентации элементов субструктуры плотность дислокаций увеличивается от $\sim 1 \cdot 10^6 \dots 10^7$ до $1 \cdot 10^8 \dots 1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. На участках, где суммарная плотность дислокаций возрастает более чем в 10 раз, плотность хаотически расположенных дислокаций падает (см. табл. 2) вследствие их перегруппировки и формирования субграниц. Суммарная плотность дислокаций всего дислокационного ансамбля увеличивается за счет изменения концентрации и разориентации субграниц.

Значения микротвердости в различных частях швов представлены на рис. 5. В зоне термического влияния (ЗТВ) имеет место рост микротвердости, а в зоне оси шва ее уменьшение. Понижение микротвердости металла в центральной части шва может быть связано с процессами полигонизации (уменьшением плотности хаотически расположенных дислокаций и формированием субграниц). С перераспределением дислокаций изменяется и распределение примесей внедрения. Увеличение концентрации и угла разориентации дислокационных стенок сопровождается ростом концентрации примесей, т. е. «очисткой» матрицы материала.

Выявленные структурно-ориентационные особенности можно объяснить таким образом. Кристаллографическая ориентация металла и совершенство структуры при росте кристаллов зависят в значительной мере от параметров, в частности от скорости кристаллизации [6, 15–17]. Очевидно, что для конкретного диапазона скоростей кристаллизации существуют свои наиболее благоприятные кристаллографические направления, так называемые кристаллографические плоскости приоритетного роста.

Нами были выполнены эксперименты с целью проверки справедливости этого положения и конкретизации его для условий ЭЛС. Образцы локально и последовательно переплавляли электронным лучом с перекрытием проплавленной зоны большим, чем половина ширины сварного шва. На рис. 6 приведены результаты рентгеновских исследований указанных образцов, из которых следует, что в зависимости от скорости перемещения расплавленной зоны происходит изменение и ориентации роста, и совершенства структуры переплавленного металла шва. Так, при скорости 2,8 $\text{мм}/\text{с}$ (рис. 6, б) кристаллизация осуществляется в направлении, близком к [110]. Дифракционные пятна на эпиграфферах имеют вид рефлексов правильной формы со слаборазвитой внутренней структурой, что свидетельствует о незначительной разориентации блоков и высоком совершенстве материала. Увеличение скорости до 3,6 $\text{мм}/\text{с}$ (рис. 6, в) приводит к росту кристаллов в направлении [310], т. е. происходит постепенное смещение ориентации к направлению [001]. Дифракционные пятна более размыты и имеют внутреннюю структуру. При скорости перемещения 5,6 $\text{мм}/\text{с}$ (рис. 6, г) направлением преобладающего роста является [001].

Если направление кристаллизации, ориентация подложки совпадают с направлением преоблада-



ящего роста, то для процесса кристаллизации необходимо наименьшее переохлаждение и осуществляется он в более равновесных условиях, структура металла более совершенна.

Таким образом, решающими факторами в формировании структуры сварного соединения являются совершенство и исходная кристаллографическая ориентация поверхности сплавления, поскольку последняя служит фундаментом, на котором выстраиваются «кирпичики» кристаллизующегося металла, наследуя ее ориентацию и совершенство. Влияние скорости кристаллизации больше проявляется в случае несовпадения исходной ориентации с направлением преимущественного роста, что препятствует наследованию исходной структуры. Проявлением этого является рост плотности дислокаций, влекущий за собой их перераспределение, что при неудачно выбранных режимах и условиях сварки приводит к возникновению очагов перенапряжения. Чем сильнее отклоняются параметры режима сварки от благоприятных для данной кристаллографической ориентации, тем больше дефектность структуры. Этим можно объяснить отличие плотности дислокаций и разориентации элементов субструктур в металле швов, полученных на разных скоростях сварки (см. рис. 4, 5 табл. 2, 3).

Поскольку в поперечном сечении сварного шва скорость кристаллизации неодинакова (почти «нулевая» возле линии сплавления и максимальная, практически равная скорости сварки, по оси шва [1, 18]), то влияние режимов роста монокристаллов на их совершенство можно проследить на одном сварном шве (см. рис. 1, 5).

Для основного металла рентгеновские рефлексы имели плавное распределение интенсивности с шириной примерно 10...20 мрад. В ЗТВ ширина распределения возрастает, но форма остается плавной. В центральной части шва в распределении интенсивности появляются явно выраженные пики, которые характеризуют хорошо сформированную субзеренную структуру.

Плотность дислокаций в металле шва даже при лучших вариантах соотношений исходных кристаллографических ориентаций и скорости сварки возрастает почти на порядок, в других, менее удачных экспериментах, — намного больше (см. рис. 5, а).

Значения микротвердости (см. рис. 5, б) коррелируют с приведенными результатами рентгеновских исследований. Максимальную твердость имеют участки с наивысшей плотностью хаотически расположенных дислокаций, минимальную — участки, на которых дислокации выстраиваются в стенки, и формируются субграницы.

Отсюда можно сделать вывод, что изменение скорости сварки существенно (на порядки) способно менять плотность дислокаций в металле сварного шва, тем самым определяя наследование

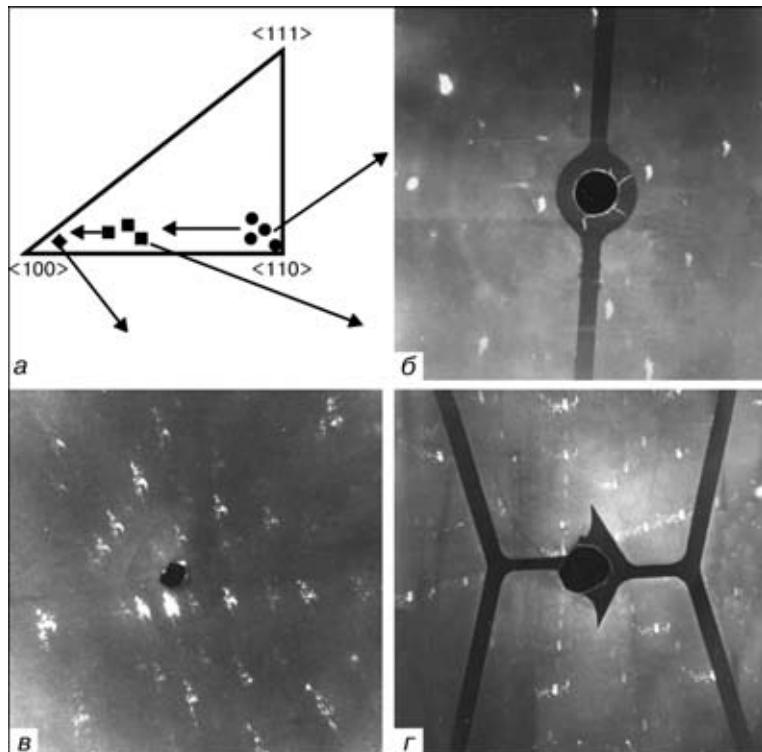


Рис. 6. Стереографическая проекция (а) и эпиграммы (б–г) ориентаций кристаллов ниобия, демонстрирующие изменение направления их роста в зависимости от скорости движения расплавленной ванны: б – 2,8; в – 3,6; г – 5,6 мм/с

структурой сварного шва исходного основного металла. Увеличение скорости сварки образцов, у которых на поверхностистыка превалируют плотноупакованные кристаллографические плоскости типа [100], [110], приводит к получению наименее искаженных структур металла шва. Для поверхностей с менее плотноупакованными кристаллографическими плоскостями типа [111] и близкими к ним аналогичных результатов достигают при снижении скорости сварки.

Следует подчеркнуть, что полученные результаты нельзя воспринимать обособленно и отделять влияние кристаллографической ориентации от влияния условий и режимов сварки. С последним и связан разброс полученных данных. Изменение условий и режимов сварки, особенно отличающихся от оптимальных, может привести к значительному разбросу данных и степени зависимости структурного совершенства от этих параметров. В каждом конкретном случае необходима детальная конкретизация условий кристаллизации, особенно скорости, а еще больше — исходной кристаллографической ориентации в момент зарождения кристалла (начальная стадия кристаллизации).

Результаты выполненных исследований помогают определять пути получения сварных соединений как монокристаллов, так и текстурированных и поликристаллических металлов с минимальным искажением исходной структуры и нужными свойствами.

Таким образом, рентгеновские и металлографические исследования подтвердили, что при сварке плавлением имеет место наследование металлом шва структурного состояния основного металла.



Степень наследования исходного структурного состояния, определяющая уровень механических свойств сварного соединения оценивается не только отклонением кристаллографической ориентации металла шва от основного металла, но и разориентацией элементов субструктур, плотностью и распределением дислокаций.

Степень наследования определяется исходной кристаллографической ориентацией, условиями и режимами сварки. При благоприятном их сочетании отклонение кристаллографической ориентации металла шва от исходной не превышает 90 мрад, разориентация элементов субструктуры составляет 30...40 при 10...20 мрад для основного металла. Во всех вариантах исследованной кристаллографической ориентации и режимов сварки зафиксирован рост плотности дислокаций (на порядок и более) в металле шва и их разное распределение.

Выявленные особенности наследования объясняются соответствием скорости кристаллизации и скорости преимущественного роста для определенной кристаллографической ориентации. Изменение характеристик наследования по сечению сварного шва объясняется изменением скорости кристаллизации.

Для каждой кристаллографической ориентации свариваемых кромок существуют режимы и условия сварки, при которых имеет место минимальное искажение исходного структурного состояния. Для удовлетворительного наследования структуры свариваемых кромок металлом шва, в текстуре которых преобладают менее плотноупакованные кристаллографические плоскости типа (111), (112), нужны меньшие скорости сварки и подогрева, и, наоборот, для плотноупакованных (100), (110) плоскостей поверхности сплавления лучшие результаты могут быть получены при повышенных скоростях сварки.

Crystallographic texture and microstructure of fusion welded joints have been studied. Criteria have been selected for evaluation of the degree of inheritance of a structural state of the initial metal by the weld metal. Factors determining the degree of such inheritance have been established, and conditions for a minimum distortion of the structural state have been determined.

1. *Петров Г. Л., Тумарев А. С. Теория сварочных процессов.* — М.: Выш. шк., 1977. — 392 с.
2. *Металлургия и технология сварки тугоплавких металлов и сплавов на их основе / Под ред. С. М. Гуревича.* — Киев: Наук. думка, 1982. — 285 с.
3. *Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А. Физические основы прочности тугоплавких металлов.* — Киев: Наук. думка, 1975. — 315 с.
4. *Вайнгард Д. Введение в физику кристаллизации металлов.* — М.: Мир, 1967. — 160 с.
5. *Чалмерс Б. Теория затвердевания.* — М.: Металлургия, 1968. — 289 с.
6. *Савицкий Е. М., Бурханов Г. С. Монокристаллы тугоплавких и редких металлов и сплавов.* — М.: Наука, 1972. — 257 с.
7. *Теория сварочных процессов / Под ред. В. В. Фролова.* — М.: Выш. шк., 1988. — 559 с.
8. *Savage W. F., Aronson A. H. Preferred orientation in the weld fusion zone // Welding J.* — 1966. — № 2. — P. 85-89.
9. *Matsuda F., Hasimoto T., Senda T. Fundamental investigation of solification structure in weld metal // Trans. of NKJM.* — 1969. — № 1. — P. 43-49.
10. *Особенности кристаллизации и разрушения сварных соединений тонколистовых молибденовых и ниобиевых сплавов / М. М. Нероденко, Е. П. Полищук, М. Д. Рабкина, А. Д. Васильев // Автомат. сварка.* — 1979. — № 11. — С. 14-18.
11. *Связь кристаллографических текстур основного металла и сварочного шва на низколегированных сплавах молибдена / М. М. Нероденко, Е. П. Полищук, Ю. В. Мильман и др. // Там же.* — 1978. — № 12. — С. 12-16.
12. *Пшеничников Ю. П. Выявление тонкой структуры кристаллов.* — М.: Металлургия, 1974. — 528 с.
13. *Барабаш Р. И., Караваевская О. П., Кононенко В. А. Исследование дислокационной структуры металлов методом качающегося кристалла // Металлофизика.* — 1977. — Вып. 70. — С. 12-20.
14. *Кривоглаз М. А. Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неправильных кристаллах.* — Киев: Наук. думка, 1983. — 407 с.
15. *Рост и дефекты металлических кристаллов / Под ред. Д. Е. Овсиенко.* — Киев: Наук. думка, 1972. — 486 с.
16. *Есин В. О. Направление преимущественного роста кристаллов с кубической решеткой // Физика металлов и металловедение.* — 1965. — № 20. — С. 226-230.
17. *Преимущественное направление роста тугоплавких металлов в условиях бестигельной зонной плавки / М. В. Пикинов, В. В. Шишков, Н. И. Стригина и др. // Изв. вузов. Цвет. металлургия.* — 1973. — № 5. — С. 110-112.
18. *Прохоров Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке.* — М.: Металлургия, 1968. — Т. 1. — 695 с.

Поступила в редакцию 30.04.2002,
в окончательном варианте 08.07.2002



ДОПОЛНИТЕЛЬНЫЕ ПОДХОДЫ К ОЦЕНКЕ СКЛОНОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ К СЛОИСТО-ВЯЗКИМ И СЛОИСТО-ХРУПКИМ РАЗРУШЕНИЯМ

А. В. БЕРНАЦКИЙ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изложены возможности определения относительного сужения ϕ_z и ударной вязкости KCV_z по результатам испытаний стандартных образцов, расположенных поперек направления прокатки в плоскости листа. Введено дополнительное понятие — коэффициент слоистого растрескивания, — которое представляет собой отношение KCV_z^{\max} и KCV^{\max} во всем диапазоне переходных температур.

Ключевые слова: низкоуглеродистые, низколегированные стали, анизотропия механических свойств, относительное сужение, ударная вязкость, слоисто-вязкое, слоисто-хрупкое разрушения

По результатам экспертных оценок разрушившихся сварных соединений, узлов и конструкций, а также лабораторных исследований, проведенных в ИЭС им. Е. О. Патона, установлено, что анизотропия характеристик вязкости и пластичности металлопроката оказывает существенное влияние не только на технологическую прочность сварных соединений, но и на эксплуатационную надежность и долговечность сварных конструкций вследствие образования слоисто-вязких и слоисто-хрупких трещин [1–3].

Отсутствие в отечественной практике (до конца 1990-х гг.) методов испытания стального проката в направлении толщины не позволяло даже ориентировочно судить о его пригодности для бездефектного изготовления и эксплуатации сварных конструкций, а также сдерживало выпуск сталей с нормируемыми характеристиками относительного сужения ϕ_z , что предопределило разработку ГОСТ 28870–90.

Основная проблема заключалась в необходимости создания отдельного документа по регламентированию допускаемой анизотропии характеристик пластичности и трещиностойкости металлопроката, включая ударную вязкость с тем, чтобы обеспечивалась сопротивляемость сварных соединений не только слоисто-вязким разрушениям при сварке, но и слоисто-хрупким при эксплуатации.

Важным критерием оценки склонности металлопроката к слоисто-вязким разрушениям является относительное сужение ϕ_z [4–6].

По данным зарубежных и отечественных исследователей, слоистые трещины при сварке металлоконструкций возникают при $\phi_z < 15\%$ и практически исключаются при $\phi_z > 25\%$ [7, 8].

Немецкие исследователи разработали балльную систему оценки различных факторов для установ-

ления требуемых значений ϕ_z металлопроката, которая, по мнению автора настоящей статьи, содержит некоторые не вполне корректные положения, а также утверждения дискуссионного характера. Сам подход, конкретизирующий оценку вклада различных факторов в сопротивляемость узлов и сварных соединений слоистым разрушениям с инженерной точки зрения представляет несомненный интерес. Вместе с тем требования потребителя к поставляемому металлопрокату, очевидно, должны иметь более конкретный характер.

В соответствии с разработанным ранее ГОСТ 28870–90 «Сталь. Методы испытания на растяжение толстолистового проката в направлении толщины» в зависимости от относительного сужения ϕ_z листовой прокат классифицируется по группам качества, обозначаемым как Z15, Z25, Z35 (табл. 1).

Группа качества Z15 является низшей, а стали, входящие в нее, непригодны для использования в конструкциях или узлах, где вероятно возникновение растягивающих усилий в направлении толщины листа. Считается, что в конструкциях, изготовленных из листового проката группы качества Z35, не могут возникать слоисто-вязкие трещины. К промежуточной группе качества Z25 относятся стали, используемые в неответственных сварных узлах или конструкциях.

Рекомендовано фиксировать временное сопротивление σ_v^z и предел текучести σ_t^z в случаях граничных значений относительного сужения ϕ_z между группами качества Z15 и Z25 (рис. 1).

Таблица 1. Классификация листового проката в зависимости от относительного сужения

Группа качества	Значения относительного сужения ϕ_z , не менее, %	
	средние по результатам испытаний трех образцов	отделочные
Z15	15	10
Z25	25	15
Z35	35	25

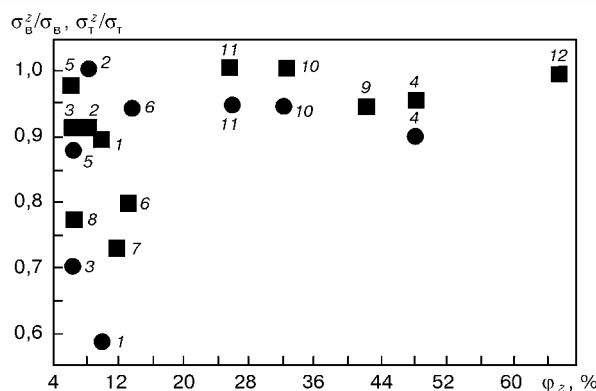


Рис. 1. Зависимость соотношения прочностных характеристик испытуемых образцов (σ_b^z/σ_b и σ_t^z/σ_t) от относительного сужения φ_z в направлении толщины (средние значения): 1 — Ст3, толщиной 70 мм; 2 — 16Г2АФ, 20; 3 — 16Г2АФ, 40; 4 — 14Г2АФ, 40; 5 — 14Г2АФ, 40; 6 — 14Г2АФ, 36; 7 — 14Г2АФ, 36; 8 — 16Г2АФ, 40; 9 — 16Г2АФ-Ш, 40; 10 — 09Г2С, 15; 11 — 14Г2АФ, 50; 12 — 12ХГДАФ, 50 мм; ● — σ_b^z/σ_b ; ■ — σ_t^z/σ_t

С инженерной точки зрения, было заманчиво разработать механизм определения относительного сужения φ_z по результатам испытаний стандартных образцов, расположенных в плоскости листа Φ . Используя результаты испытаний низкоуглеродистых и низколегированных сталей, проведенных в ИЭС им. Е. О. Патона, можно построить графическую зависимость φ_{min} от $\varphi_{z min}$ (рис. 2).

С помощью полученной зависимости по относительному сужению $\varphi < 60\%$ можно определить принадлежность испытуемой марки стали к группе качества Z15 (табл. 1), а в ряде случаев ($\varphi > 60\%$) к Z25 и Z35.

Другими словами, по результатам сдаточных испытаний на растяжение в условиях массового производства строительных и конструкционных сталей можно приближенно оценивать склонность стального листа и его сварных соединений к слоисто-вязким разрушениям.

Как отмечается в работе [3], определение φ_z является необходимым, но недостаточным условием для оценки склонности листа или сварного соединения к слоисто-вязким и особенно к слоисто-хрупким разрушениям. Так, в ряде случаев удовлетворительные значения φ_z не всегда соответствуют необходимому уровню трещиностойкости металла в вязком и особенно в хрупком состоянии.

В табл. 2, 3 и на рис. 3 приведены результаты испытаний на растяжение и ударный изгиб стали марки 09Г2С толщиной 15 мм.

Таблица 2. Результаты механических испытаний на растяжение стали марки 09Г2С толщиной 15 мм

Расположение образцов	σ_t , МПа	σ_b , МПа	δ , %	φ , %
Поперек направления прокатки	352...360 356	482...509 495,5	34...40 36	71...75 73
Направление Z	359...381 370	465...475 470	18...33 25,5	24...40 32

Примечание. Здесь и в табл. 3, 4 в числителе указан разбег значений, в знаменателе — среднее значение.

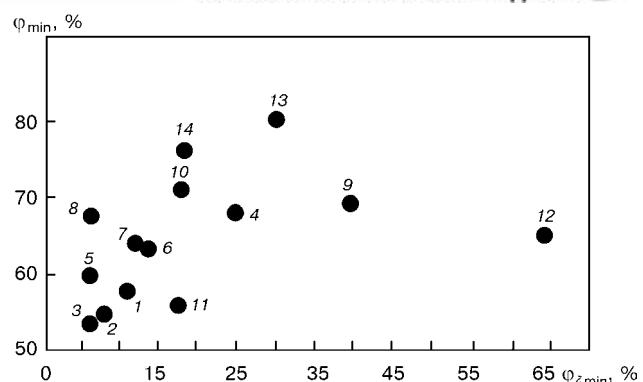


Рис. 2. Зависимость относительного сужения в направлении толщины $\varphi_{z min}$ от относительного сужения в плоскости прокатки φ_{min} . Обозначения поз. 1-12 здесь и на рис. 4, как на рис. 1; 13 — 09Г2С-Ш, 50; 14 — 09Г2С, 35 мм

Вопреки предварительным прогнозам, основанным на значениях относительного сужения в направлении толщины $\varphi_z = 24\dots 40\%$, ударная вязкость KCV_z (рис. 3, кривая 3a) оказалась недопустимо низкой во всем диапазоне температур. Следует отметить, что ударные образцы с надрезом, расположенным в направлении толщины (2a) и «с поверхности листа» (2b), также показали весьма невысокие значения ударной вязкости, что указывает на возможность развития разрушений, в том числе с поверхности листа. В дальнейшем этот показатель (условно KCV_B) может быть использован для получения дополнительной информации.

Использование образцов для испытаний на ударную вязкость металлопроката в направлении толщины (3a) было рекомендовано в проекте стандарта. Это встретило категорические возражения

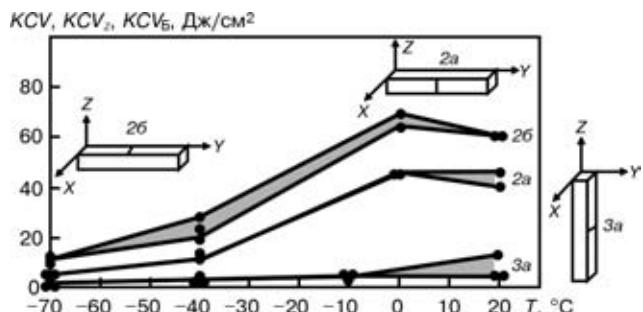


Рис. 3. Зависимость ударной вязкости KCV , KCV_z , KCV_B от температуры для образцов 2a, 2b и 3a стали марки 09Г2С

Таблица 3. Результаты механических испытаний на ударный изгиб стали марки 09Г2С толщиной 15 мм

Расположение образцов и надрезов	Испытания на ударный изгиб, Дж/см ² , при T , $^{\circ}\text{C}$			
	-70	-40	0	+20
2a, KCV	4	$\frac{10\dots 11}{10,5}$	45	$\frac{41\dots 45}{43}$
2b, KCV_B	$\frac{9\dots 10}{10,5}$	$\frac{20\dots 27}{23,5}$	$\frac{65\dots 69}{67}$	60
3a, KCV_z	$\frac{1\dots 2}{1,3}$	$\frac{2,5\dots 4,0}{3}$	$\frac{3\dots 4}{3,6}$	$\frac{4\dots 12}{6,6}$

Примечание. Расположение образцов относительно направления прокатки показано на рис. 3.



НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Таблица 4. Результаты механических испытаний на растяжение стали типа X57 толщиной 24 мм

Расположение образцов	σ_t , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ϕ , %
Поперек направления прокатки	471,5...457,7	574,2...579,7	25,3...29,3	62,0...64,0
	462,3	576,6	26,6	63,3
Направление Z	452,1...457,2	566,0...571,1	21,0...23,3	50,0...57,0
	453,8	568,6	21,7	52,3

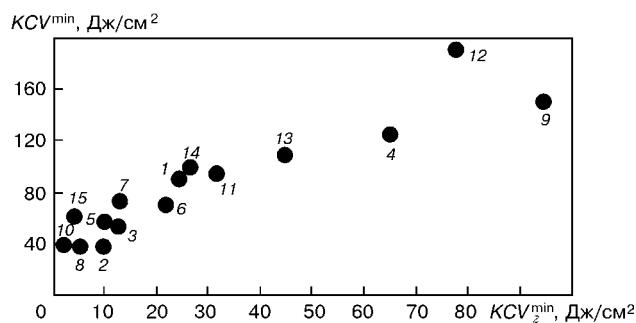


Рис. 4. Зависимость ударной вязкости в направлении толщины KCV_{min} от ударной вязкости в плоскости прокатки KCV_z : 13 — 09Г2С-Ш, 50; 14 — 09Г2С, 35; 15 — 17Г1С, 15 мм

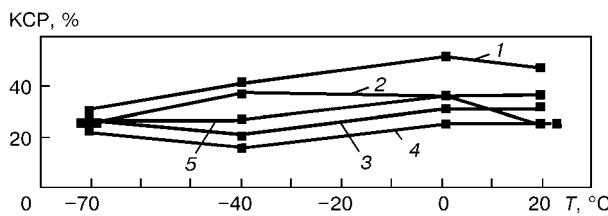


Рис. 5. Зависимость КСР для сталей со слаборазвитой кристаллографической текстурой от температуры: 1 — 14Г2АФ, 40 мм; 2 — 14Г2АФ, 35; 3 — 09Г2С-Ш, 50; 4 — 14Г2АФ, 35; 5 — 16Г2АФ, 20 мм

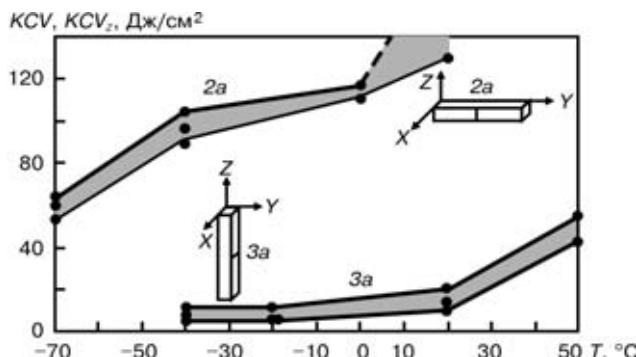


Рис. 6. Зависимость ударной вязкости KCV и KCV_z для образцов 2a, 3a стали типа X57 от температуры

Таблица 5. Результаты механических испытаний на ударный изгиб стали марки X57 толщиной 24 мм

Расположение образцов и надрезов	Испытания на ударный изгиб, Дж/см ² , при T, °C					
	-70	-40	-20	0	+20	+50
2a, KCV	55,0...61,0 54,5	91,0...105,0 96,6	—	111,0...114,0 112,3	325,0...324,0 189,0	—
3a, KCV _z	—	5,0...10,0 7,3	4...10 6	—	20,0...9,0 15,5	42,0...55,0 48,5

со стороны представителей металлургической промышленности из-за невозможности изготовления сварных крестовых образцов в условиях массового производства на металлургических заводах и трудностями, связанными с обеспечением достаточной ударной вязкости в направлении Z. По этим причинам испытания на ударный изгиб не были включены в ГОСТ 28870-90.

Такое решение не обеспечивает непосредственной оценки сопротивления сталей слоисто-хрупким разрушениям. Была предпринята попытка по результатам испытаний на ударный изгиб стандартных образцов, расположенных поперек направления прокатки в плоскости листа (2a), оценить склонность сталей к образованию слоисто-вязких и особенно слоисто-хрупких разрушений.

Основная идея, подтвержденная многочисленными испытаниями, заключается в том, что у сталей, имеющих слабовыраженную кристаллографическую текстуру прокатки, анизотропия переходной температуры практически отсутствует. Иными словами, значение KCV_z снижается по отношению к значениям KCV на верхнем «шельфе» температурной зависимости ударной вязкости, что предопределяет ее соответствующее уменьшение в диапазоне переходных температур. При этом переходная температура, определенная по доле вязкой составляющей в изломах, в обоих случаях остается одинаковой.

На рис. 4 показана зависимость между минимальными значениями KCV_z и KCV для исследуемых марок сталей на «верхнем шельфе».

По ударной вязкости KCV , определенной в результате испытаний стандартных образцов, расположенных поперек направления прокатки в плоскости листа, можно лишь приблизенно оценивать минимальные значения KCV_z в условиях вязкого состояния металла.

На рис. 5 показан коэффициент слоистого расщривания (КСР), представляющий собой отношение KCV_z^{\max}/KCV^{\max} во всем диапазоне переходных температур для ряда исследуемых сталей.

Для сталей, поставляемых в горячекатаном состоянии, значения КСР, подтверждающие отсутствие ярко выраженной анизотропии переходных температур, показаны на рис. 5.

При исследовании механических свойств стали контролируемой прокатки (X57) толщиной 24 мм было установлено (табл. 4, 5), что сталь отличается изотропностью характеристик пластичности в плоскости прокатки и направлении Z (относительное сужение $\phi_z = 50...57\%$ практически сопоставимо с относительным сужением $\phi = 62...64\%$).

Другие показатели прочности и пластичности, полученные при испытании образцов, вырезанных в направлении Z, также практически соответствуют аналогичным показателям, полученным

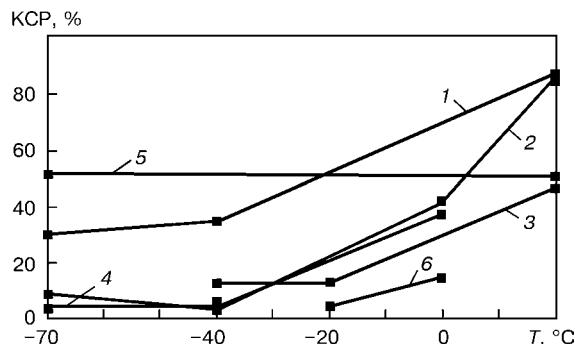


Рис. 7. Зависимость КСР для сталей контролируемой прокатки с развитой кристаллографической текстурой от температуры: 1–4 – 09Г2С с различной температурой конца прокатки; 5 – типа X70; 6 – типа X57

при испытании образцов, вырезанных в плоскости листа.

Вместе с тем сталь марки X57 характеризуется повышенной склонностью к слоисто-хрупким разрушениям даже при положительных температурах (рис. 6). Так, при $T = +20^{\circ}\text{C}$ значения KCV_z составляют 9...20, а при отрицательных температурах испытания – 4...10 $\text{Дж}/\text{см}^2$.

В отличие от сталей со слаборазвитой кристаллографической текстурой, стали контролируемой прокатки имеют существенно различающиеся значения КСР (рис. 7), что свидетельствует о наличии анизотропии переходных температур.

В последнем случае судить о склонности металлопроката к слоисто-хрупким разрушениям по значениям KCV не представляется возможным.

Таким образом, для сталей контролируемой прокатки необходимы прямые испытания с определением значения KCV_z при эксплуатации в условиях минимальной температуры.

Выходы

1. Установлено, что по результатам испытаний стандартных образцов на растяжение, расположенных

поперек направления прокатки в плоскости листа φ , можно приблизенно оценить склонность ряда низкоуглеродистых и низколегированных сталей со слаборазвитой кристаллографической текстурой к возникновению слоисто-вязких трещин.

2. По результатам испытаний на ударный изгиб KCV^{\max} стандартных образцов, расположенных поперек направления прокатки в плоскости листа, можно приблизенно определить значения KCV_z^{\max} и температуру перехода металла в хрупкое состояние.

3. Для оценки склонности сталей контролируемой прокатки к слоисто-вязким и слоисто-хрупким разрушениям необходимы прямые испытания образцов, расположенных в направлении толщины листа, на ударный изгиб KCV_z .

1. Гиренко В. С., Бернацкий А. В., Рабкина М. Д. Слоистое, слоисто-хрупкое и слоисто-вязкое разрушение сварных соединений // Пробл. прочности. – 1987. – № 3. – С. 70–76.
2. Статическая прочность крестообразных сварных соединений при низких температурах / В. С. Гиренко, А. В. Бернацкий, В. М. Козачек, В. П. Дядин // Автомат. сварка. – 1990. – № 2. – С. 28–32.
3. Бернацкий А. В. Влияние анизотропии механических свойств металлопроката на возникновение и развитие слоисто-вязких разрушений // Там же. – 2000. – № 7. – С. 32–38.
4. Новиков В. И., Гиренко В. С., Бернацкий А. В. Анизотропия свойств металлопроката и работоспособность сварных конструкций // Там же. – 1985. – № 12. – С. 13–19.
5. Granstrom A. The relevance of test methods for lamellar tearing of steel structures. – S. l., [1976]. – 8 p. – (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-948-76).
6. Schonheer W. Metallurgical and constructional measures for the prevention of lamellar tearing in welded structures. – S. l., [1979]. – 8 p. – (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-II 42-79).
7. Lombardini J. Evaluation of lamellar tearing in the structural steel. – S. l., [1979]. – 8 p. – (Intern. Inst. of Welding; Doc. IV-1138-79).
8. Schonheer W. ψ -th value as criterion for judging the lamellar tearing tendency of steel structures. – S. l., [1978]. – 8 p. – (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1080-78).

The paper sets forth the possibilities for determination of relative reduction in area φ_z and KVC_z , based on the results of testing standard samples, cut out across the direction of rolling in the sheet plane. An additional notion of laminar cracking coefficient is introduced, which is a ratio of $KCV_z^{\max} : KCV^{\max}$ in the entire range of transition temperatures.

Поступила в редакцию 25.01.2003



ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ СВАРОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ НОРМАЛЬНО ПАДАЮЩЕЙ УДАРНОЙ ВОЛНЫ

В. Г. ПЕТУШКОВ, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрено взаимодействие нормально падающей ударной волны с полем имеющихся в металле внутренних напряжений. Показано, что при рациональных режимах нагружения конструкционных сталей эта поправка составляет около 5 % амплитуды волны. Поэтому в практических расчетах такую поправку можно не учитывать.

Ключевые слова: остаточное напряжение, обработка взрывом, снятие напряжений, ударная волна, динамический предел текучести, упругопластическая деформация

В настоящее время широкое распространение получил способ снятия остаточных напряжений в сварных соединениях с помощью обработки взрывом накладными полосовыми или шнуровыми зарядами взрывчатого вещества (ВВ). Практической и физической стороне этого явления посвящен ряд работ [1–4 и др.]. В частности, в работе [1] при изучении траектории движения точки, изображающей напряженно-деформированное состояние вещества в пространстве главных напряжений в процессе взрывного нагружения и разгрузки, рассматривался симметричный случай начальных напряжений $\sigma_{y0} = \sigma_{z0}$, $\sigma_{x0} = 0$. При этом плоскость фронта ударной волны располагается параллельно поверхности металла, оси σ_y и σ_z находятся в плоскости поверхности обрабатываемой пластины, а ось σ_x перпендикулярна к ней. Принято, что поведение металла соответствует модели упругопластической среды. В рассматриваемом случае при любых начальных напряжениях в пределах упругости прямая упругого напряжения выходит на поверхность текучести в точках, принадлежащих некоторой определенной прямой, проекцией которой на плоскость σ_x , σ_y есть прямая QQ' , изображенная на рис. 1 (в случае волн растяжения это прямая PP'). Отрезки $0D = 0E = 0F = 0G = \sigma_s$ (здесь σ_s — динамический предел текучести), отрезок $0S$ является проекцией гидростатической оси. В процессе дальнейшего нагружения изображающая точка движется вдоль прямой QQ' .

В характерном случае для большинства типов сварных соединений $\sigma_{y0} \neq \sigma_{z0}$ траектория нагружения более сложная. Как изложено ниже, эти траектории в пластической области представляют собой семейство кривых, имеющих в качестве асимптоты при больших значениях σ_s прямые, проекции которых на плоскость σ_x , σ_y есть PP' и QQ' .

Целью данной работы является определение указанных траекторий, а на этой основе — границ области применимости схемы, приведенной на рис. 1, в случае несимметрии начальных напряжений. При этом следует отметить, что несмотря на существование физических теорий процесса взаимодействия ударных волн с напряженным металлом, основанных на более сложных моделях среды, в том числе с учетом неодномерности нагружения (см., например, [5, 6]), небезынтересно проанализировать, сколь значительной может быть поправка к расчетам, учитывающая несимметрию начальных остаточных напряжений. Исходными данными при использовании предлагаемой схемы рассмотрения являются существующие в сваренном металле остаточные напряжения σ_y и σ_z и значения напряжений σ_{xk} , вызванных внешним нагружением.

Если воспользоваться ассоциированным законом течения для материала, следующего критерию текучести Сен-Венана-Мизеса (случай идеальной пластичности), в виде [7, 8]

$$\frac{d\epsilon_{xp}}{S_x} = \frac{d\epsilon_{yp}}{S_y} = \frac{d\epsilon_{zp}}{S_z} = \frac{|d\epsilon_p|}{|S_i|}, \quad (1)$$

где ϵ_i — деформация; S_i — компоненты тензора напряжений, то можно получить систему уравнений:

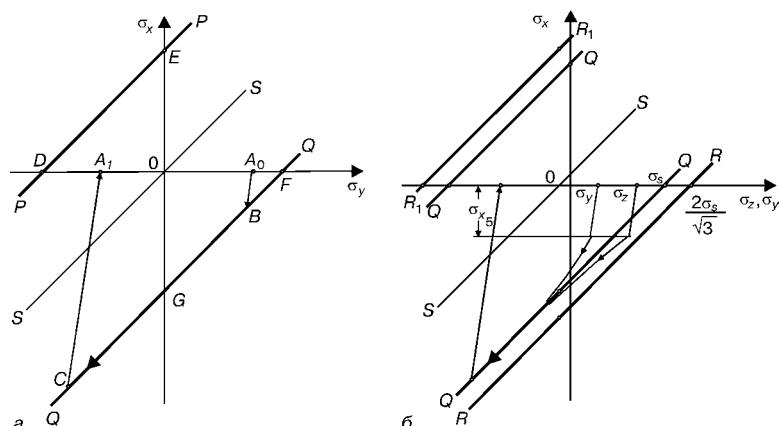


Рис. 1. Траектории изображающей точки в плоскости главных напряжений для случая «приближенной» (а) и «уточченной» (б) теории

$$\frac{4}{3}Gd\epsilon_x = \frac{dS_x}{1 - \left(\frac{3S_x}{2\sigma_s}\right)^2};$$

$$-\frac{2}{3}Gd\epsilon_x = \frac{dS_y}{1 - \frac{9S_x S_y}{2\sigma_s^2}} = \frac{dS_z}{1 - \frac{9S_x S_z}{2\sigma_s^2}}$$
(2)

(здесь G — девиаторная составляющая тензора напряжения), которая позволяет найти зависимость σ_x , σ_y и σ_z от параметра нагружения. На рис. 1, б на совмещенных координатных плоскостях σ_x , σ_y и σ_x , σ_z изображены возможные траектории нагружения в упругой и пластической областях, соответствующие решениям системы (2). Здесь область, ограниченная прямыми RR_1 и R_1R , — проекция цилиндра текучести, а прямая QQ' — асимптота траекторий при $\sigma_x \rightarrow \infty$; σ_{x1} соответствует началу пластического течения. Процесс удобнее рассматривать в координатах σ_x , σ_m , где $\sigma_m = 1/2(\sigma_y + \sigma_z)$. Соответствующие траектории показаны на рис. 2, а.

Процесс нагружение описывается следующим образом.

1. Начальная точка принадлежит отрезку AD , $\sigma_{m0} = 1/2(\sigma_{y0} + \sigma_{z0})$. Одной начальной точке могут соответствовать различные значения $\Delta\sigma_0 = \sigma_{y0} + \sigma_{z0}$: $|\Delta\sigma| < 2/3\sqrt{\sigma_t^2 - \sigma_{m0}^2}$, $|\sigma_{m0}| < \sigma_t$, где σ_t — статический предел текучести. В расчетах принимали $\sigma_s = 3\sigma_t$.

2. Упругое нагружение возникает вдоль прямой

$$\sigma_x = \frac{1-v}{v}(\sigma_m - \sigma_{m0}) \text{ при } v = \frac{1}{3}, \sigma_x = 2(\sigma_m - \sigma_{m0}). \quad (3)$$

3. Точка выхода на поверхность текучести характеризуется величиной

$$\sigma_{x1} = \frac{1-v}{1-2v} \left(\frac{2}{3}S_x + \sigma_{m0} \right), \quad (4)$$

где $S_{x1} = -1/3\sqrt{4\sigma_s^2 - 3\Delta\sigma_0^2}$.

При $v = 1/3$ $\sigma_{x1} = 3S_{x1} + 2\sigma_{m0}$.

4. Дальнейшее нагружение описывается следующими параметрическими уравнениями, полученными при решении системы (2)

$$\begin{cases} \frac{\Delta\sigma_x}{\sigma_s} = -\frac{2}{3} \left(\frac{\beta e^t - 1}{\beta e^t + 1} + t \right) - \frac{S_{x1}}{\sigma_s}, \\ \frac{\Delta\sigma_m}{\sigma_s} = \frac{1}{3} \left(\frac{\beta e^t - 1}{\beta e^t + 1} - 2t \right) + \frac{S_{x1}}{2\sigma_s}, \end{cases} \quad (5)$$

где $\beta = \frac{2\sigma_s - 3S_{x1}}{2\sigma_s + 3S_{x1}}$; $t > 0$; $\Delta\sigma_x = \sigma_{xk} - \sigma_{x1}$; $\Delta\sigma_m = \sigma_{mk} - \sigma_{ml}$; σ_{xk} — амплитуда волны; σ_{mk} — значение σ_m , соответствующее σ_{xk} ; σ_{ml} — соответствующее σ_{x1} .

Из формул (5), а также соотношений (3), (4) можно получить асимптотическую зависимость между σ_{xk} и σ_{mk} при больших амплитудах σ_{xk} :

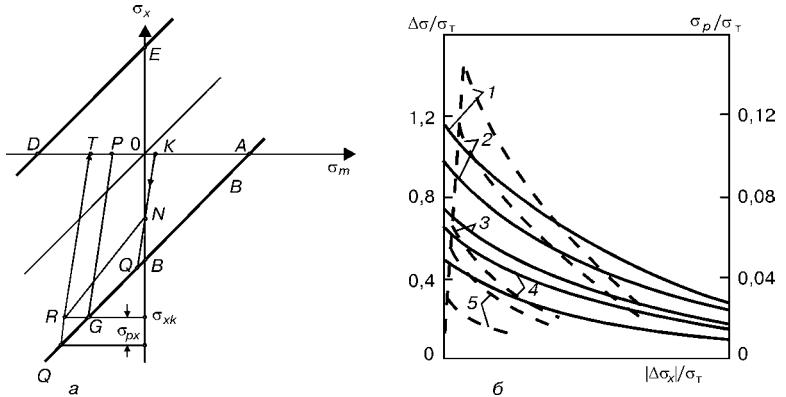


Рис. 2. Построения в плоскости главных напряжений, иллюстрирующие алгоритмы и результаты применения «уточненной» теории: $\sigma_m = 1/2(\sigma_y + \sigma_z)$ (а, б) и остальные обозначения см. в тексте

$\sigma_{xk} \rightarrow \sigma_{mk} - \sigma_s$. Поэтому траектории нагружения в пластической области в координатах $\sigma_x - \sigma_m$ имеют вид кривой NR , изображенной на рис. 2, а.

Рассмотрение нагружения по упрощенной схеме предполагает замену траектории ломаной линии KNR и $\Delta\sigma$, равной нулю. Точка P соответствует приближенной разгрузочной величине δ'_{m2} , точка T — точной величине σ_{m2} . Поправку PT обозначим через σ_p ($\sigma_p > 0$).

Для определения напряженного состояния после разгрузки необходимо знать значения σ_{m2} , σ_p и разность напряжений после разгрузки $\Delta\sigma_2 = \sigma_{y2} - \sigma_{z2}$. Зависимости $\Delta\sigma$ и σ_p от $\Delta\sigma_x$ при $v = 1/3$, полученные путем преобразования системы (5), в параметрическом представлении имеют следующий вид:

$$\frac{\Delta\sigma}{\sigma_t} = \pm 4 \sqrt{3\beta} \frac{\exp(t/2)}{\beta e^t + 1}, \quad \frac{\sigma_p}{\sigma_t} = \frac{6}{\beta e^t + 1},$$

где знак в первой формуле совпадает со знаком $\Delta\sigma_0$.

На рис. 2, б приведены расчетные поправки при параметрах, указанных в таблице. Штриховые линии соответствуют величине σ_p , сплошные — $\Delta\sigma$.

Алгоритм использования упрощенной схемы с поправками следующий. Исходя из начальных напряжений σ_{y0} и σ_{z0} вычисляются

$$\sigma_{m0} = 1/2(\sigma_{y0} - \sigma_{z0}), \quad \Delta\sigma_0 = \sigma_{y0} - \sigma_{z0}.$$

Затем с учетом известной амплитуды волны σ_{xk} строится приближенная ломаная линия нагружения и разгрузки типа $KQGP$ и находится приближенное разгрузочное значение σ'_{m2} (точка P на рис. 2, а). Далее определяется значение $\Delta\sigma_x$. По значению $\Delta\sigma_x = \sigma_{xk} - \sigma_{x1}$, используя графики, приведенные на рис. 2, б, можно получить значения $\Delta\sigma_p$ и $\Delta\sigma_0$, а затем σ_{y2} и σ_{z2} по формулам

$$\sigma_{y2} = \sigma'_{m2} + \frac{\Delta\sigma_2}{2} - \sigma_p, \quad \sigma_{z2} = \sigma'_{m2} - \frac{\Delta\sigma_2}{2} - \sigma_p.$$

На рис. 2, б видно, что наиболее существенная поправка $\Delta\sigma$, значение σ_p при $\Delta\sigma_x < -\sigma_s$ можно не учитывать.

Если $\sigma'_{m2} < -\sigma_t$, то после ударно-волнового процесса начинается сравнительно медленный дрейф



$\Delta\sigma_0$	$S_{x1} = -1/3 \sqrt{4\sigma_s^2 - 3\Delta\sigma_0^2}$	$\beta = \frac{2\sigma_s - 3S_{x1}}{2\sigma_s + 3S_{x1}}$	Номер кривой на рис. 2, б
0 (ломаная)	$\frac{2\sigma_s}{3}$	∞	—
$\frac{\sigma_t}{2}$	$0,660\sigma_s$	190,0	5
$\frac{2\sigma_t}{3}$	$0,654\sigma_s$	106,0	4
$\frac{3\sigma_t}{4}$	$0,651\sigma_s$	83,3	3
σ_t	$0,638\sigma_s$	46,0	2
$2\sigma_t/\sqrt{3} \approx 1,15\sigma_t$	$0,629\delta_s$	34,0	1

точки T (см. рис. 2, а) в сторону увеличения значений σ_m . Расчет, проведенный на основе ассоциированного закона текучести (1) и условия одноосной деформации $\epsilon_y = \epsilon_z = 0$, показал, что конечное состояние σ_{m3} и $\Delta\sigma_3$ определяется системой уравнений

$$\sigma_{m3}^2 + \frac{3}{4} \Delta\sigma_3^2 = \sigma_t^2, \quad \frac{\Delta\sigma_3}{\Delta\sigma_2} = \left(\frac{\sigma_{m3}}{\sigma_{m2}} \right)^\gamma,$$

где $\gamma = \frac{3(1-\nu)}{1+\nu}$; при $\nu = \frac{1}{3}$ $\gamma = 3/2$.

В первом приближении можно принять $\sigma_{m3} = -\sigma_t$ и $\Delta\sigma_3 = \Delta\sigma_2 - (\sigma_t/\sigma_{m2})^{3/2}$.

При практическом использовании приведенных расчетов важно знать поправку σ_{px} (см. рис. 2, а). Последняя представляет собой разницу между «точной» и приближенной амплитудой волны, необходимой для получения определенного конечного состояния σ_{m2} , характеризуемого точкой T .

Значение σ_{px} можно определить из трансцендентного уравнения

$$\frac{\sigma_{px}}{\sigma_s} = \frac{4}{1 + \beta \exp(\alpha - \sigma_{px}/\sigma_s)},$$

где $\alpha = 2 + (3/\sigma_s)(S_{x1} + \sigma_{m0} - \sigma_{m2})$; $\sigma_{m2} < \sigma_{m0}$.

Расчет, проведенный при $\sigma_{m2} = 0$, показал, что при $\sigma_s = 3\sigma_t$ $\max(\sigma_{px}/\sigma_s) = 0,114$, что составляет менее 6 % амплитуды волны σ_{xk} , равной в этом случае σ_s . Поэтому в практических расчетах эту поправку можно не учитывать. Указанный факт является следствием того, что незначительное относительное изменение амплитуды волны σ_{xk} приводит к более ощутимым изменениям конечного состояния σ_{m2}/σ_t , так как обычно $\sigma_{xk} \approx 6\sigma_t$.

The interaction of normally incident shock wave with the field of non-equilibrium inner stresses in the metal is considered. It is shown that at rational modes of loading the structural steels this correction is about 5 % of wave amplitude. Therefore, such a correction may be ignored in theoretical calculations.

Следует остановиться на учитываемых в данной работе особенностях динамического ударно-волнового процесса в сравнении с квазистатическими условиями нагружения и разгрузки. Как показано, например, в работах [9, 10], реальную высокоскоростную картину деформирования вязкоупругопластического вещества можно описать с помощью упругопластического квазистатического процесса, характеризуемого некоторым эффективным динамическим пределом текучести, зависящим от скорости деформации и вязкости материала.

При реальных скоростях деформации, достижимых в процессе снятия остаточных напряжений путем обработки взрывом таких материалов, как, например, сталь Ст3, динамический предел текучести оказывается в 3...5 раз больше статического. Эти данные, полученные в ходе экспериментов по высокоскоростному растяжению и сжатию стержней, приведены в работе [11]. Кроме того, особенность динамического характера деформирования учитывается путем введения в рассмотрение процесса дрейфа точки, отображающей напряженное состояние вещества по отношению к статическому пределу текучести.

- Петушкин В. Г., Фадеенко Ю. И. О взрывной обработке сварных соединений // Физика горения и взрыва. — 1980. — № 5. — С. 64–68.
- Параметры зарядов взрывчатого вещества для снятия остаточных напряжений в сварных стыковых соединениях / В. М. Кудинов, В. И. Труфяков, В. Г. Петушкин и др. // Автомат. сварка. — 1976. — № 1. — С. 46–49, 61.
- Petushkov V. G., Fadeenko Yu. I. Welding stress relief by explosion treatment. — N.-Y.: Backbone publ. Co., 1999. — 180 p.
- Кудинов В. М., Петушкин В. Г. Технология обработки взрывом сварных металлоконструкций // Ежегодник Большой советской энцикл., 1986. — М.: Совет. энцикл., 1986. — Вып. 13. — С. 533–534.
- Петушкин В. Г., Гришаенко А. И. Расчет напряженно-деформированного состояния твердого тела, подвергнутого локальному взрывному нагружению // Физика горения и взрыва. — 1997. — № 6. — С. 92–101.
- Петушкин В. Г., Титов В. А. Параметры ударно-волнового нагружения для снятия остаточных сварочных напряжений обработкой взрывом // Автомат. сварка. — 2001. — № 4. — С. 59–61.
- Качанов Л. М. Основы теории пластичности. — М.: Наука, 1969. — 420 с.
- Седов Л. И. Механика сплошной среды. — М.: Физматгиз, 1984. — 560 с.
- Степанов Г. В. Упругопластическое деформирование материалов под действием импульсных нагрузок. — Киев: Наук. думка, 1979. — 288 с.
- Рахматуллин Х. А., Демьянов Ю. А. Прочность при интенсивных кратковременных нагрузках. — М.: Физматгиз, 1961. — 400 с.
- Механические свойства некоторых материалов при высокоскоростном растяжении / Г. С. Писаренко, В. Г. Петушкин и др. // Пробл. прочности. — 1970. — № 7. — С. 3–8.

Поступила в редакцию 26.04.2002



МЕТОД ОЦЕНКИ ЭФФЕКТИВНОСТИ МНОГОФАКТОРНОГО УПРАВЛЕНИЯ СВАРОЧНЫМ ПРОЦЕССОМ

И. А. ТАРАРЫЧКИН, канд. техн. наук (Восточноукр. нац. ун-т, г. Луганск)

Предложен метод оценки эффективности предупреждающих действий, направленных на повышение точности многофакторного управления сварочным процессом. Сформулированы критерии, позволяющие определять характер изменения точности и стабильность контролируемого процесса. Возможности метода рассмотрены на примере дуговой сварки в узкий зазор кольцевого шва толстостенной цилиндрической обечайки.

Ключевые слова: дуговая сварка в узкий зазор, управление процессами, статистическое регулирование, качество продукции, предупреждающие действия, критерии точности

Метод статистического регулирования, изложенный в работе [1], позволяет управлять состоянием одномерного технологического процесса по предварительно установленной характеристике точности. Реальные сварочные процессы, как правило, являются многомерными, а их текущее состояние определяется сочетанием большого количества факторов (параметров режима). Управление многофакторными технологическими процессами связано с необходимостью контроля их состояния и периодического выполнения предупреждающих действий, направленных на повышение точности контролируемого процесса [2–4].

Анализ точности многофакторных систем затруднен из-за отсутствия методик, позволяющих объективно оценивать их состояние. Выполнение такого анализа связано с необходимостью оценки эффективности предупреждающих действий.

Возникающие при этом сложности обусловлены тем обстоятельством, что целенаправленное изменение состояния процесса по одной или нескольким характеристикам точности может привести к изменению значений других характеристик из-за наличия скрытой или явной корреляции. При этом может возникнуть ситуация, когда попытка изменить состояние процесса с целью повышения его точности приведет к обратному результату.

Если до выполнения предупреждающих действий состояние n -мерного процесса описывалось вектором \mathbf{G}^* с координатами $g_{s1}^*, g_{s2}^*, \dots, g_{sn}^*$, а после их осуществления характеризовалось вектором \mathbf{G}^{**} с координатами $g_{s1}^{**}, g_{s2}^{**}, \dots, g_{sn}^{**}$, то требуется установить, действительно ли зафиксированное изменение состояния процесса соответствует случаю повышения его точности.

Предположим, что до начала и после завершения предупреждающих действий точность n -мерного процесса обеспечивалась, т. е. выполнялись условия $g_{si}^* < 1$ и $g_{si}^{**} < 1$ ($i = 1, 2, \dots, n$), а целью осуществления этих действий было повышение точности. Для случая трех переменных сос-

тояние процесса может быть описано в системе координат $g_{s1} g_{s2} g_{s3}$ (рис. 1). Граница предельного состояния в этом случае представляет собой поверхность единичного куба. Произвольная точка \mathbf{G} , расположенная внутри куба, имеет координаты g_{s1}, g_{s2}, g_{s3} . При этом, чем меньше угол ω между вектором \mathbf{G} и диагональю куба (вектором \mathbf{M}), тем выше точность процесса, поскольку с увеличением ω вектор \mathbf{G} приближается к границе предельного состояния. Кроме того, последнее происходит и с увеличением длины радиуса-вектора ρ .

В соответствии с изложенным подходом оценку эффективности предупреждающих действий следует выполнять следующим образом. Если начальное положение вектора \mathbf{G}^* характеризуется набором значений ρ^* и ω^* , а после выполнения таких действий вектору \mathbf{G}^{**} соответствуют значения ρ^{**} и ω^{**} , то точность процесса повышается при соблюдении условия

$$\begin{cases} \Delta\rho = \rho^* - \rho^{**} > 0; \\ \Delta\omega = \omega^* - \omega^{**} > 0. \end{cases} \quad (1)$$

Точность процесса не изменится, если

$$\begin{cases} \Delta\rho = 0; \\ \Delta\omega = 0, \end{cases} \quad (2)$$

и понизится при

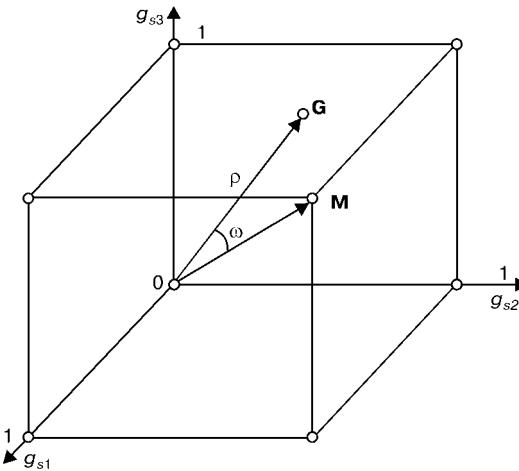


Рис. 1. Схема взаимного расположения векторов \mathbf{G} и \mathbf{M} в системе координат $g_{s1} g_{s2} g_{s3}$

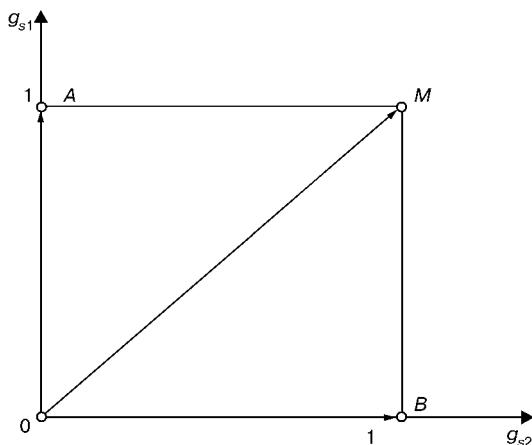


Рис. 2. Схема определения состояния двухмерного процесса сварки с использованием комплексных критериев точности g_{s1} и g_{s2}

$$\begin{cases} \Delta\rho < 0; \\ \Delta\omega < 0. \end{cases} \quad (3)$$

Если же параметры $\Delta\rho$ и $\Delta\omega$ имеют разные знаки, т. е. выполняется одно из условий

$$\begin{cases} \Delta\rho < 0, & \Delta\rho > 0, \\ \Delta\omega > 0, & \Delta\omega < 0, \end{cases} \quad (4)$$

то сделать однозначное заключение о характере изменения состояния процесса невозможно.

Реализация предложенного алгоритма оценки эффективности предупреждающих действий связана с необходимостью определения следующих параметров:

угла ω^* между векторами \mathbf{G}^* и \mathbf{M} в n -мерном пространстве факторов g_{si} [5]

$$\omega^* = \arccos \left(\sum_{i=1}^n g_{si}^*/\sqrt{\sum_{i=1}^n g_{si}^{*2}} \right);$$

угла ω^{**} между векторами \mathbf{G}^{**} и \mathbf{M}

$$\omega^{**} = \arccos \frac{\sum_{i=1}^n g_{si}^{**}}{\sqrt{n \sum_{i=1}^n g_{si}^{**2}}};$$

приращения угла $\Delta\omega$

$$\Delta\omega = \arccos \left(\sum_{i=1}^n g_{si}^*/\sqrt{n \sum_{i=1}^n g_{si}^{*2}} \right) - \arccos \left(\sum_{i=1}^n g_{si}^{**}/\sqrt{n \sum_{i=1}^n g_{si}^{**2}} \right); \quad (5)$$

модуля вектора \mathbf{G}^*

$$\rho^* = \sqrt{\sum_{i=1}^n g_{si}^{*2}};$$

модуля вектора \mathbf{G}^{**}

$$\rho^{**} = \sqrt{\sum_{i=1}^n g_{si}^{**2}};$$

приращения модуля $\Delta\rho$

$$\Delta\rho = \sqrt{\sum_{i=1}^n g_{si}^{*2}} - \sqrt{\sum_{i=1}^n g_{si}^{**2}}. \quad (6)$$

Эффективность предупреждающих действий оценивается в зависимости от знака критериев $\Delta\omega$ и $\Delta\rho$ в соответствии с установленными неравенствами (1)–(4).

Возможности предлагаемого метода рассмотрим на примере заполнения V-образной разделки многослойным швом по схеме: один слой за проход. Для обеспечения проплавления кромок горелка, направляемая по центру зазора, совершает поперечные колебательные движения. В результате воздействия случайных и систематических причин условия осуществления сварочного процесса с течением времени могут изменяться. Так, по мере заполнения разделки ее текущая ширина будет увеличиваться, что может стать причиной появления непроваров у стенок. В процессе сварки возможно изменение амплитуды колебаний, что также может сопровождаться появлением непроваров. Анализируя состояние двухмерного процесса с контролем по текущей ширине зазора $2B$ (критерий точности g_{s1}) и амплитуде колебаний горелки A_r (критерий точности g_{s2}), следует отметить, что точка A (рис. 2), характеризующая граничное состояние процесса, соответствует случаю возможного образования непроваров при дальнейшем увеличении текущей ширины разделки.

Таблица 1. Статус контролируемых параметров точности процесса сварки

Статус контролируемого параметра точности процесса	Ожидаемые последствия от снижения точности процесса по параметру	Рекомендации по управлению и документированию состояния процесса
Критический	Обязательно приведет к образованию труднообнаруживаемых дефектов, требующих последующего исправления	Управление с использованием систем статистического регулирования по комбинированной схеме [2]. Документирование с использованием контрольных карт [6] и карт контроля состояния [1]
Важный	Велика вероятность образования дефектов, часть из которых потребует последующего исправления	Управление с использованием первой или второй схемы регулирования [2]. Документирование с использованием контрольных карт или карт контроля состояния
Значительный	Может привести к образованию дефектов, обнаружение и исправление которых не вызовет серьезных проблем	Управление с использованием критериев g_{si} и документированием текущего состояния в тех случаях, когда обнаружена неудовлетворительная точность процесса
Незначительный	Не следует ожидать образования дефектов, которые могут потребовать последующего исправления	Управление по текущим показаниям измерительных приборов. Документирование не выполняется



Таблица 2. Поля допусков, установленные для контролируемых параметров процесса

Контролируемый параметр сварочного процесса	Номинальное значение параметра	Граница поля допуска, мм		Обозначение соответствующего комплексного критерия точности
		верхняя	нижняя	
$2B$ (мм)	Принимается равным среднему значению $2B_{cp}$ для текущей ширины зазора $2B$ при сварке отдельного слоя	$2B_{cp} + 2$	$2B_{cp} - 2$	g_{s1}
A_r (мм)	$0,5(2B_{cp} - 10)$	$0,5(2B_{cp} - 10) + 1$	$0,5(2B_{cp} - 10) - 1$	g_{s2}
U_d (В)	30	32	28	g_{s3}
v_{cb} (см/с)	0,52	0,54	0,5	g_{s4}
I_{cb} (А)	320	330	310	g_{s5}

При этом принимается $g_{s2} = 0$, т. е. предполагается, что амплитуда колебаний горелки соответствует номинальному значению, а сами колебания осуществляются относительно оси, совпадающей с центром разделки.

Точки B (рис. 2) соответствуют граничное состояние процесса, при котором дальнейшее уменьшение амплитуды колебаний горелки сопровождается образованием непроваров. При этом предполагается, что отклонения геометрических размеров разделки кромок отсутствуют ($g_{s1} = 0$).

Таким образом, с точки зрения возможного образования непроваров состояние сварочного процесса для точек A и B (рис. 2) оказывается эквивалентным, несмотря на отличия в условиях его осуществления.

Если воспользоваться предложенной методикой и определить состояние процесса в точке A набором значений $g_{s1}^* = 1$, $g_{s2}^* = 0$, а в точке B соответственно $g_{s1}^{**} = 1$, $g_{s2}^{**} = 1$, то $\Delta\omega = 0$ и $\Delta\rho = 0$. Это означает, что с точки зрения возможного образования непроваров указанные состояния процесса следует признать равнозначными.

Рассмотренный пример показывает, что при использовании предложенной методики контролируемые параметры точности процесса следует выбирать, исходя из условия существенного влияния на характеристики качества продукции, а сами параметры должны иметь одинаковый или близкий статус, определяемый по рекомендациям, представленным в табл. 1.

Проанализируем возможность оценки эффективности предупреждающих действий при управлении состоянием многофакторного процесса дуговой сварки в узкий зазор кольцевого шва обечайки с толщиной стенки 75 мм. Угол раскрытия односторонней разделки кромок составляет 5° . Неудовлетворительная точность многофакторного процесса сварки может привести к образованию непроваров боковых стенок. Последующее обнаружение и исправление таких дефектов, залегающих в толстом металле на большой глубине, связано с возникновением серьезных технических проблем.

На возможное образование непроваров оказывает влияние ряд факторов таких, как текущая ширина зазора $2B$, амплитуда колебаний горелки A_r , а также напряжение на дуге U_d . В процессе заполнения разделки кольцевым швом происходит

постепенное увеличение скорости сварки v_{cb} (в результате вертикального смещения горелки от оси вращения), что сопровождается уменьшением погонной энергии и может привести к образованию непроваров. Сварочный ток I_{cb} также является параметром, влияющим на погонную энергию, поэтому должен учитываться при контроле состояния процесса.

Таким образом, по мере приближения контролируемого пятимерного процесса к границе предельного состояния следует выполнять корректирующие действия, связанные с уменьшением скорости сварки (угловой скорости вращения обечайки) и увеличением амплитуды колебаний горелки. Такого рода корректировка состояния процесса из-за наличия корреляционных связей между параметрами режима будет сопровождаться общим изменением характеристик точности. При этом выполняемые предупреждающие действия, направленные на предотвращение образования непроваров, должны сопровождаться реальным, а не предполагаемым повышением точности процесса.

Для того чтобы обеспечить возможность оценки точности многофакторного процесса сварки, необходимо предварительно установить номинальные значения и допускаемый диапазон изменения контролируемых характеристик (сформулировать конструкторский допуск). Номинальные значения и поле конструкторского допуска для таких характеристик могут устанавливаться на основании имеющегося производственного опыта, путем сварки пробной партии образцов на этапе отработки технологии, по результатам анализа литературных источников, с учетом мнений экспертов и т. п.

Применительно к рассматриваемому случаю сварки кольцевого шва обечайки установленные

Таблица 3. Значения комплексных критериев точности процесса дуговой сварки в узкий зазор

Контролируемый параметр сварочного процесса	Значения критериев точности при осуществлении предупреждающих действий	
	до	после
$2B$ (мм)	$g_{s1}^* = 0,57$	$g_{s1}^{**} = 0,62$
A_r (мм)	$g_{s2}^* = 0,83$	$g_{s2}^{**} = 0,64$
U_d (В)	$g_{s3}^* = 0,77$	$g_{s3}^{**} = 0,83$
v_{cb} (см/с)	$g_{s4}^* = 0,81$	$g_{s4}^{**} = 0,71$
I_{cb} (А)	$g_{s5}^* = 0,66$	$g_{s5}^{**} = 0,70$



поля допусков для контролируемых характеристик точности процесса приведены в табл. 2.

В табл. 3 приведены значения комплексных критериев точности, рассчитанные в соответствии с методикой работы [1], до и после выполнения предупреждающих действий, связанных с корректировкой угловой скорости вращения обечайки и амплитуды колебаний сварочной горелки. При обработке данных табл. 3 с использованием зависимостей (5) и (6) определяли значения $\Delta\omega$ и $\Delta\rho$:

$$\begin{cases} \Delta\rho = 0,069, \\ \Delta\omega = 0,03. \end{cases}$$

Положительные значения расчетных критериев $\Delta\rho$ и $\Delta\omega$ свидетельствуют о том, что в результате выполнения предупреждающих действий повышается точность контролируемого процесса сварки. Это означает, что указанные действия эффективны.

Таким образом, предложенный метод оценки эффективности предупреждающих действий целесообразно использовать в тех случаях, когда к точности контролируемого многофакторного процесса сварки и качеству сварных соединений предъявляются повышенные требования.

1. Тарарычkin I. A. Статистическое регулирование сварочных технологических процессов с использованием метода построения карт контроля состояния // Автомат. сварка. — 2001. — № 10. — С. 33–36.
2. Тарарычkin I. A. Статистические методы обеспечения качества продукции сварочного производства. — Луганск: Изд-во Восточноукр. ун-та им. В. Даля, 2002. — 336 с.
3. ИСО 9001-2001. Системы менеджмента качества. Требования. — Введ. 01.01.2001.
4. ИСО/Т О 10017-99. Руководящие указания по выбору статистических методов применительно к ИСО 9001:1994. — Введ. 01.01.99.
5. Кори Г., Кори Т. Справочник по математике для научных работников и инженеров. — М.: Наука, 1973. — 832 с.
6. Статистические методы контроля качества продукции / Л. Ноулер, Дж. Хаузлл, Б. Голд и др. — М.: Изд-во стандартов, 1984. — 104 с.

The paper suggests a method to evaluate the effectiveness of preventive measures, aimed at improvement of the accuracy of the multifactorial welding process. Criteria are defined, which allow determination of the nature of the change of the accuracy and stability of the process being controlled. The possibilities of the method are considered in the case of narrow-gap arc welding of a circumferential weld on a thick-walled cylindrical shell.

Поступила в редакцию 27.05.2002,
в окончательном варианте 18.12.2002

НОВОСТИ НКМЗ

НКМЗ обосновался на Урале

На Каменск-Уральском металлургическом заводе (Свердловская обл., Россия) с помощью Новокраматорского машиностроительного завода (г. Краматорск, Донецкой обл.) завершен первый этап широкомасштабной реконструкции стана 2840 горячей прокатки алюминия. За два года после победы в тендере с участием немецкой фирмы «Маннесманн», французской «Клессим» и российского Уралмаша НКМЗ изготовил и поставил уральцам около полутора тысяч тонн сложных научкоемких машин и агрегатов, в том числе оригинальную напольную моталку, ленточный захлестыватель, дисковые кромкообразные ножницы, рольганги, гидравлические манипуляторные линейки.

В торжествах по поводу сдачи нового оборудования в эксплуатацию приняли участие губернатор Свердловской области Эдуард Россель, первый вице-президент СУАЛ-холдинга Владимир Скорняков, мэр Каменска-Уральского Виктор Якимов, представители многих российских, зарубежных промышленных и научно-исследовательских предприятий, организаций и фирм. Выступивший на митинге губернатор Свердловской области, известный политик и хозяйственник Эдуард Россель, обращаясь к новокраматорцам, заявил: «Молодцы! Отстаивая свои и наши интересы, вы вступили в серьезную борьбу с именитыми фирмами мира, а выиграв бой, в сжатые сроки изготовлены и поставили нам современнейшую технику... Вы многим утерли нос, в том числе и нашим...». Э. Россель выразил надежду на дальнейшее плодотворное сотрудничество с НКМЗ.

Впервые в истории старейшего предприятия Урала алюминиевая полоса получена в современных товарных рулонах, а ее качественные характеристики не уступают мировым образцам. Ввод в эксплуатацию обновленной линии прокатного стана позволит уральцам увеличить ассортимент товара, широко применяемого в строительстве, авиационной, автомобильной и других областях промышленности.

Пресс-служба НКМЗ



УДК 621.791(094).763.3.01

РАСЧЕТ ВЯЗКОСТИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ШЛАКОВЫХ СИСТЕМ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК

В. Н. ШЛЕПАКОВ, д-р техн. наук, **С. М. НАУМЕЙКО**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На базе теории Ван-Лаара и метода Мелвин-Хьюза разработана методика оценки динамической вязкости трехкомпонентных солеоксидных систем. Показана возможность предварительного теоретического исследования вязкости шлаковых систем.

Ключевые слова: вязкость, многокомпонентные шлаковые системы, порошковые проволоки, теория Ван-Лаара, метод Мелвин-Хьюза, вязкость шлака, неассоциированные жидкости

При дуговой сварке вязкость шлаковых расплавов часто имеет определяющее значение при формировании сварного шва и его качества. Представление взаимосвязи условий получения шва с основными физико-химическими свойствами шлаков отображено в ряде работ [1–5]. Установлено, что в вертикальном и потолочном положениях и при сварке кольцевых швов целесообразно использовать короткие шлаки с повышенной вязкостью, когда шлак твердеет быстро и надежно удерживает сварочную ванну от растекания. В противном случае шлак в процессе сварки стекает, в результате образуются плохо сформированные бугристые швы с натеками металла, подрезами и другими дефектами. В то же время при сварке в нижнем положении для получения ровной и гладкой поверхности сварочного шва необходимы шлаки, имеющие относительно низкие значения вязкости при температуре плавления стали (шлак успевает растекаться по поверхности), и быстрозатвердевающие (короткие шлаки) при снижении температуры до 1200...1300 °С. Таким образом, зная температурную зависимость вязкости шлака, можно прогнозировать сварочно-технологические свойства порошковых проволок по показателям кроющей способности шлака и формированию шва на вертикальной плоскости.

Экспериментальное определение вязкости достаточно трудоемко, часто практическая сторона выбора шлака не учитывает изменения ряда свойств. Одним из альтернативных методов является создание математических моделей с целью предсказания температурной зависимости вязкости шлаковых систем. Многие известные математические модели сложны и базируются на большом количестве экспериментальных данных [6–8]. В данной статье предлагается метод расчета вязкости трехкомпонентных систем на базе теории Ван-Лаара и метода Мелвин-Хьюза [9].

Теория Ван-Лаара рассматривает расплавы, состоящие из молекул приблизительно одинаковых размеров, хаотически перемешанных и определенным образом взаимодействующих друг с другом. Этот метод ведет к довольно сложным уравнениям, из которых видно, что энергия взаимообмена за-

висит от координационного числа и энергий взаимодействия Q_{ij} , свойственных различным парам молекул. Теория в изложенном виде учитывает только взаимодействие ближайших соседей и не принимает в расчет притяжение к молекулам, находящимся вне первого координационного слоя. Уравнения, описывающие изменение вязкости, применимы только для неассоциированных жидкостей, т. е. для солеоксидных шлаковых систем, имеющих ионную природу. Согласно теории Ван-Лаара и методу Мелвин-Хьюза [9], коэффициент вязкости в бинарных регулярных расплавах с учетом ионной природы систем имеет вид

$$\eta = \frac{x_1 x_2}{x_1 + x_2} \left(\frac{1}{6\pi r_1 D} \frac{\partial \mu_1}{\partial l} - \frac{1}{6\pi r_2 D} \frac{\partial \mu_2}{\partial l} \right) \frac{\partial l}{\partial x_1}, \quad (1)$$

где x_1, x_2 — мольные доли компонентов 1 и 2 в расплаве; r_1, r_2 — радиус молекул соответственно компонентов 1 и 2, нм; D — коэффициент диффузии; μ_1, μ_2 — химические потенциалы компонентов 1 и 2 в расплаве; l — расстояние между молекулами, измеренное в направлении, перпендикулярном к направлению движения.

Теорию Ван-Лаара для двухкомпонентных систем применим для трехкомпонентных систем. Тогда вязкость можно выразить в виде

$$\begin{aligned} \eta = & \frac{x_1 x_2}{x_1 + x_2 + x_3} \left(\frac{1}{6\pi r_1 D} \frac{\partial \mu_1}{\partial l} - \frac{1}{6\pi r_2 D} \frac{\partial \mu_2}{\partial l} \right) \frac{\partial l}{\partial x_1} + \\ & + \frac{x_1 x_3}{x_1 + x_2 + x_3} \left(\frac{1}{6\pi r_1 D} \frac{\partial \mu_1}{\partial l} - \frac{1}{6\pi r_3 D} \frac{\partial \mu_3}{\partial l} \right) \frac{\partial l}{\partial x_1} + \\ & + \frac{x_2 x_3}{x_1 + x_2 + x_3} \left(\frac{1}{6\pi r_2 D} \frac{\partial \mu_2}{\partial l} - \frac{1}{6\pi r_3 D} \frac{\partial \mu_3}{\partial l} \right) \frac{\partial l}{\partial x_1}. \end{aligned} \quad (2)$$

Конкретные зависимости коэффициента вязкости от состава согласно уравнению (2) можно получить, если известны химические потенциалы единиц текучести. На основании данных для двойных систем в приближении усложненной модели теории регулярных растворов получены выражения химических потенциалов для трехкомпонентной системы:

$$\begin{aligned} \mu_k = & \mu_k^0 + RT \ln x_k - \sum_{j=1}^k (x_i x_j Q'_{ij} + 2x_i x_j^2 Q''_{ij}) + \\ & + \sum_{j=1}^{k-1} (x_i Q'_{ik} + 2x_i x_k Q''_{ik}) + \sum_{j=k+1}^n (x_j Q'_{kj} + x_j^2 Q''_{kj}), \end{aligned} \quad (3)$$



где μ_k — химический потенциал компонента « k » в расплаве; μ_k^0 — химический потенциал чистого жидкого компонента « k »; x_1, x_2, x_3 — мольные доли компонентов; $Q_{ij}^{'}, Q_{ij}^{''}, Q_{ik}^{'}, Q_{ik}^{''}, Q_{kj}^{'}, Q_{kj}^{''}$ — энергии межчастичного взаимодействия, определяемые по диаграммам состояния бинарных расплавов, Дж; R — универсальная газовая постоянная; T — температура шлака, К.

Химические потенциалы компонентов 1, 2 и 3 в расплаве имеют следующий вид:

$$\begin{aligned}\mu_1 &= kT \ln x_1 + (x_2^2 + x_2 x_3) Q_{12}^{'} + (x_2^3 + x_2^2 x_3 - x_1 x_2^2) Q_{12}^{''} + \\ &+ (x_2 x_3 + x_3^2) Q_{13}^{'} + (x_2 x_3^2 + x_3^3 - x_1 x_3^2) Q_{13}^{''} - \\ &- x_2 x_3 Q_{23}^{'} - 2 x_2 x_3^2 Q_{23}^{''};\end{aligned}\quad (4)$$

$$\begin{aligned}\mu_2 &= kT \ln x_2 + (x_1^2 + x_1 x_3) Q_{12}^{'} + (2 x_1^2 x_2 + 2 x_1 x_2 x_3) Q_{12}^{''} - \\ &- x_1 x_3 Q_{13}^{'} - 2 x_1 x_3^2 Q_{13}^{''} + \\ &+ (x_1 x_3 + x_3^2) Q_{23}^{'} + (x_1 x_3^2 + x_3^3 - x_2 x_3^2) Q_{23}^{''},\end{aligned}\quad (5)$$

$$\begin{aligned}\mu_3 &= kT \ln x_3 - x_1 x_2 Q_{12}^{'} - 2 x_1 x_2^2 Q_{12}^{''} + (x_1^2 + x_1 x_2) Q_{13}^{'} + \\ &+ (2 x_1^2 x_3 + 2 x_1 x_2 x_3) Q_{13}^{''} + \\ &+ (x_1 x_2 + x_2^2) Q_{23}^{'} + (2 x_1 x_2 x_3 + 2 x_2^2 x_3) Q_{23}^{''},\end{aligned}\quad (6)$$

где k — постоянная Больцмана, равная $1,38 \cdot 10^{-24}$ Дж/К.

Продифференцируем выражения (4)...(6) по l

$$\begin{aligned}\frac{\partial \mu_1}{\partial l} &= \frac{\partial \mu_1}{\partial x_1} - \frac{\partial \mu_1}{\partial x_2} - \frac{\partial \mu_1}{\partial x_3} = \\ &= kT \left\{ \frac{1}{x_1} - (3x_2 + x_3) \frac{Q_{12}^{'}}{RT} + (2x_1 x_2 - 2x_2 x_3 - 5x_2^2) \frac{Q_{12}^{''}}{RT} + (x_3 + x_2) \frac{Q_{23}^{'}}{RT} + \right. \\ &\left. + 2x_3(x_3 + 2x_2) \frac{Q_{23}^{''}}{RT} - (3x_3 + x_2) \frac{Q_{13}^{'}}{RT} + (2x_1 x_3 - 2x_2 x_3 - 5x_3^2) \frac{Q_{13}^{''}}{RT} \right\} \frac{\partial x_1}{\partial l},\end{aligned}\quad (7)$$

$$\begin{aligned}\frac{\partial \mu_2}{\partial l} &= \frac{\partial \mu_2}{\partial x_2} - \frac{\partial \mu_2}{\partial x_1} - \frac{\partial \mu_2}{\partial x_3} = \\ &= kT \left\{ \frac{1}{x_2} - (3x_1 + x_3) \frac{Q_{12}^{'}}{RT} + 2(x_1^2 + x_1 x_3 - x_2 x_3 - 3x_1 x_2) \frac{Q_{12}^{''}}{RT} - \right. \\ &\left. - (3x_3 + x_1) \frac{Q_{23}^{'}}{RT} + (2x_2 x_3 - 5x_3^2 - 2x_1 x_3) \frac{Q_{23}^{''}}{RT} + (x_1 + x_3) \frac{Q_{13}^{'}}{RT} + \right. \\ &\left. + 2(x_3^3 + 3x_1 x_3^2) \frac{Q_{13}^{''}}{RT} \right\} \frac{\partial x_2}{\partial l},\end{aligned}\quad (8)$$

$$\begin{aligned}\frac{\partial \mu_3}{\partial l} &= \frac{\partial \mu_3}{\partial x_3} - \frac{\partial \mu_3}{\partial x_1} - \frac{\partial \mu_3}{\partial x_2} = \\ &= kT \left\{ \frac{1}{x_3} + (x_1 + x_2) \frac{Q_{12}^{'}}{RT} + 2(x_2^2 + 2x_1 x_2) \frac{Q_{12}^{''}}{RT} - (x_1 + 3x_2) \frac{Q_{23}^{'}}{RT} + \right. \\ &\left. + 2(x_2^2 + x_1 x_2 + x_1 x_3 - 3x_2 x_3) \frac{Q_{23}^{''}}{RT} - (3x_1 + x_2) \frac{Q_{13}^{'}}{RT} + \right. \\ &\left. + 2(x_1^2 + x_1 x_2 - x_2 x_3 - 3x_1 x_3) \frac{Q_{13}^{''}}{RT} \right\} \frac{\partial x_3}{\partial l}.\end{aligned}\quad (9)$$

При условии $x_1 + x_2 + x_3 = \text{const}$ и $r_1 \approx r_2 \approx r_3$, вязкость чистых компонентов

$$\eta_1^0 = \frac{kT}{6\pi r_2 D}, \quad \eta_2^0 = \frac{kT}{6\pi r_3 D}, \quad \eta_3^0 = \frac{kT}{6\pi r_1 D} \quad (10)$$

Подставляя значение производных (7)...(9) в формулу (2) и учитывая (10), можно описать вяз-

кость расплавов, единицы текучести которых либо вообще не изменяются либо претерпевают незначительные изменения.

Рассмотрим солеоксидную систему $\text{CaO}-\text{CaF}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$. Объем и радиус дырок, возникающих при плавлении шлаков (составы шлаков указаны в табл. 1), можно оценить по уравнению [10]

$$V_d = 0,68 \left(\frac{kT}{\sigma} \right)^{3/2} = \frac{4}{3} \pi r_d^3, \quad (11)$$

где σ — поверхностное натяжение шлаков, Н/м; r_d — радиус дырок, имеющий вид

$$r_d^3 = \frac{3 \cdot 0,68(kT/\sigma)^{3/2}}{4\pi} \text{ (м).} \quad (12)$$

Поверхностное натяжение шлаков $\sigma_1 = 0,35$; $\sigma_2 = 0,42$; $\sigma_3 = 0,34$ Н/м при температуре 1873 К [4]. Таким образом, по опытным данным поверхностного натяжения и формуле (12) находим радиус дырок r_d , необходимых для вязкого течения (табл. 1).

У всех составов шлаков значения радиуса дырок оказываются близкими ($r_d = 0,135 \dots 0,15$ нм) размерам иона кислорода ($r = 0,132$ нм), единицами вязкого течения являются одноатомные ионы, т. е. данные шлаки относятся к неассоциированным жидкостям и к ним применима теория Ван-Лаара.

Поскольку теоретические единицы вязкого течения неизменны при всех температурах, зависимость коэффициентов вязкости фторида и оксидов можно получить экстраполяцией полимера вязкости чистых компонентов, построенных в системе координат $\lg \eta = f(1/T)$.

Полученные экстраполяции значения

$$\lg \eta_{\text{CaO}}^0 = \frac{7050}{T} - 5,22, \quad (13)$$

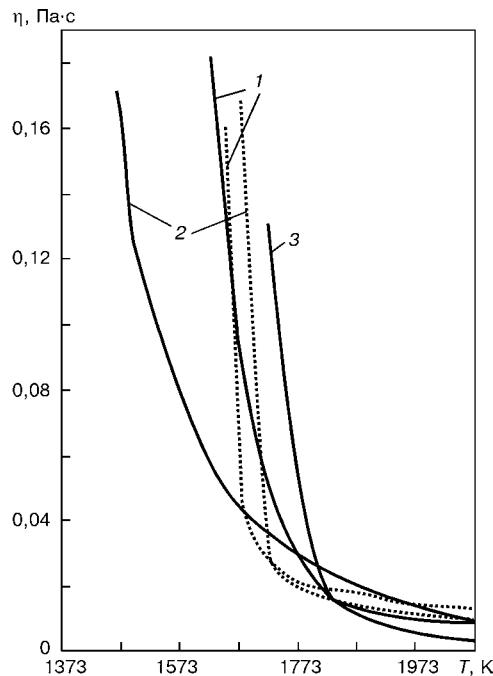
$$\lg \eta_{\text{Al}_2\text{O}_3}^0 = \frac{14030}{T} - 8,78, \quad (14)$$

$$\lg \eta_{\text{CaF}_2}^0 = \frac{3850}{T} - 3,62 \quad (15)$$

представляют собой коэффициенты вязкости гипотетических оксидов и фторидов, способных образовывать жидкие растворы во всем интервале составов при температурах, меньших температур плавления реальных оксидов. Несмотря на это, их использование обеспечивает необходимые значения коэффициентов вязкости расплавов при температурах, меньших температур плавления чистых компонентов.

Таблица 1. Состав шлаков и радиус дырок, возникающих при плавлении шлаков

№ состава	Содержание компонентов, % мас.	r_d , нм
1	60CaF ₂ -7CaO-33Al ₂ O ₃	0,148
2	20CaF ₂ -55CaO-25Al ₂ O ₃	0,135
3	65CaF ₂ -10CaO-25Al ₂ O ₃	0,150



Температурные зависимости динамической вязкости η сварочных шлаков системы $\text{CaO}-\text{CaF}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$ для флюса состава АНФ-6 (кривая 1), АНФ-23 (2) и 20 % CaF_2 -55 % CaO -25 % Al_2O_3 (3): сплошные кривые — расчетные данные по формуле (2), точечные — эксперимент по [11]

Параметры взаимодействия для бинарных систем определяли из диаграмм состояния по уравнениям:

$$RT \ln \frac{x'_1}{x_1} + [(x'_2)^2 - (x''_2)^2] (Q'_{ij} - Q''_{ij}) + \\ + [(x'_2)^3 - (x''_2)^3] 2Q''_{ij} = 0, \quad (16)$$

$$RT \frac{x''_2}{x_2} + [(x''_1)^2 - (x'_1)^2] (Q'_{ij} + 2Q''_{ij}) - \\ - [(x''_1)^3 - (x'_1)^3] 2Q''_{ij} = 0, \quad (17)$$

где $x'_1 + x'_2 = 1$, $x''_1 + x''_2 = 1$, x'_1 и x''_2 — мольные доли компонентов (верхний индекс — номер фазы, нижний — компонента).

В табл. 2 приведены опытные и расчетные данные вязкости шлаков системы $\text{CaO}-\text{CaF}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$. Отклонение расчетных политеческих вязкости шлаков АНФ-6 и АНФ-23 от экспериментальных данных также обусловлено тем, что реальные шлаки АНФ-6 и АНФ-23 содержат в своем составе до 3 % SiO_2 , который не учитывается в расчетах. Таким образом с помощью теоретических формул можно описывать вязкость оксидно-фторидных расплавов. Очевидно, что вязкость расплава зависит как от размера и формы отдельных молекул и образованных ими комплексов, так и от прочности межмолекулярных связей, а в случае образования комплексов также от соотношения прочности связей между молекулами внутри и вне комплекса.

Таблица 2. Опытные и расчетные данные вязкости шлаков системы $\text{CaO}-\text{CaF}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$

Состав, массовая доля элементов, %	Температура, $^{\circ}\text{C}$	Вязкость, Па·с	
		расчетная	опытная
60CaF ₂ -7CaO-33Al ₂ O ₃ (АНФ-6)	1400	0,0945	0,40 [11]
	1500	0,0299	0,33 [11]
	1600	0,0121	0,031 [11]
20CaF ₂ -55CaO-25Al ₂ O ₃	1400	0,285	0,15 [4]
	1500	0,056	0,08 [4]
	1600	0,0216	0,08 [4]
65CaF ₂ -10CaO-25Al ₂ O ₃ (АНФ-23)	1400	0,045	0,10 [11]
	1500	0,0307	0,03 [11]
	1600	0,0205	0,03 [11]

Для исследуемой системы $\text{CaO}-\text{CaF}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$ по данным вязкости можно предположить, что в выбранных точках системы комплексообразование не происходит.

В заключение стоит отметить, что теория Ван-Лаара и метод Мелвин-Хьюза позволяют проводить оценку динамической вязкости трехкомпонентных солеоксидных систем. Сравнительная оценка расчетных и экспериментальных данных свидетельствует о пригодности использования разработанной методики для предварительного теоретического исследования вязкости шлаковых систем.

- Попель С. И. Теория металлургических процессов. — М.: ВИНТИ, 1971. — 132 с.
- Попель С. И., Павлов В. В. Термодинамический расчет поверхностного натяжения растворов // Поверхностные явления в расплавах и возникающих из них твердых фазах. — Нальчик: Кабард.-Балкар. кн. изд-во, 1965. — С. 46-60.
- Изучение свойств шлаковых расплавов применительно к обоснованию составов сварочных флюсов: Ч. 1. Структура // В. Г. Кузьменко, В. И. Галинич, В. С. Токарев и др. // Автомат. сварка. — 1999. — № 11. — С. 38-41.
- Подгаецкий В. В., Кузьменко В. Г. Сварочные шлаки. — Киев: Наук. думка, 1988. — 256 с.
- Соколов Л. Н., Байдов В. В., Кунин Л. Л. Об особенностях строения поверхностного слоя шлаковых расплавов // Теория металлург. процессов. — 1974. — № 2. — С. 87-90.
- Любимов А. П., Гвоздева Л. И. Теория свободного объема // Журн. физ. химии. — 2000. — № 2. — С. 247-250.
- Глесстоун С., Лейблер К., Эйринг Г. Теория абсолютных скоростей реакций. — М.: Изд-во иностр. лит., 1948. — 583 с.
- McAllister R. A. Application of eiring's theory for evaluation of kinematic viscosity of binary systems // J. Analytic Chemistry. — 1960. — № 3. — P. 427.
- Мелвин-Хьюз Э. А. Физическая химия. Кн. 2 / Пер. с англ. под ред. Я. И. Герасимова. — М.: Изд-во иностр. лит., 1962. — 1148 с.
- Есин О. А., Гельд П. В. Физическая химия пирометаллургических процессов: Ч. 2. Взаимодействие с участием расплавов. — М.: Металлургия, 1966. — 704 с.
- Жмайдин Г. И., Молдавский О. Д. Вязкость фторсодержащих расплавов // Изв. АН СССР. Сер. Металлы. — 1970. — № 1. — С. 70-73.

Van-Laar theory and Melvin-Huse methods were the basis to develop the procedure of evaluation of dynamic viscosity of three-component salt-oxide systems. The possibility of preliminary theoretical investigation of the viscosity of slag systems is demonstrated.

Поступила в редакцию 31.10.2002



ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Л. И. МИХОДУЙ, В. И. КИРЬЯН, доктора техн. наук, В. Д. ПОЗНЯКОВ, канд. техн. наук, П. А. СТРИЖАК, инж.

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

В. В. СНИСАРЕНКО, инж. (ОАО «Укрстальконструкция», г. Киев)

Приведены результаты анализа свойств и свариваемости двух экономнолегированных высокопрочных сталей марок 06Г2Б и 09Г2СЮч ($\sigma_t \geq 440$ МПа). Оценена перспективность их использования при изготовлении уникальных и надежных строительных конструкций различного назначения (мосты, башни, сосуды для работы под давлением, резервуары).

Ключевые слова: высокопрочные стали, свариваемость, прочностные свойства, хладостойкость, замедленное разрушение

Рациональное использование современных микролегированных материалов с высокими показателями механических свойств позволяет эффективно снижать металло- и энергоемкость, повышать надежность и долговечность, расширять технические возможности инженерных сооружений и решать новые задачи без технического перевооружения производства. В экономически развитых странах для этой цели уже сейчас используется новое поколение сталей с пределом текучести 600...800 МПа [1, 2], рассматривается вопрос об использовании в строительных сооружениях еще более прочных материалов [3]. Такие стали в основном содержат до 0,12 % углерода, ограниченное количество марганца, молибдена, ниобия, титана, бора. Для достижения требуемого комплекса их свойств используют как термическую, так и термомеханическую обработку (контролируемую прокатку). В отдельных случаях в эти стали вводят никель, хром, медь или другие элементы (в суммарном количестве до 2...3 %).

Несомненным достоинством данных конструкционных сталей является их высокие надежность, хладостойкость, хорошая свариваемость, достигаемая в результате более экономного легирования, по сравнению с известными материалами. В то же время в связи с последним обстоятельством эти стали представляют специфическую группу материалов, поскольку в процессе технологических переделов при производстве металлоконструкций может снижаться сопротивляемость сварных соединений замедленному и хрупкому разрушениям [4].

К сожалению, в отечественной практике при изготовлении уникальных и крупных строительных сооружений до настоящего времени используют преимущественно низколегированные стали с пределом текучести до 350 МПа [5]. Учитывая зарубежный опыт, можно предположить, что в ближайшее время они в отдельных случаях будут неконкурентоспособными не только в дальнем или ближнем зарубежье, но и в нашей стране. В значительной степени этому способствует тот факт,

что в Украине отмечаются лишь отдельные попытки создания и освоения производства новых, более прочных и перспективных конструкционных материалов.

Цель настоящей работы состояла в детальном анализе свойств и свариваемости двух отечественных экономнолегированных высокопрочных марок сталей (ниобийсодержащей 06Г2Б и микролегированной 09Г2СЮч с $\sigma_t \geq 440$ МПа) применительно к оценке перспективности их использования при изготовлении уникальных и надежных строительных конструкций различного назначения (мосты, башни, сосуды, работающие под давлением, резервуары).

Состав и свойства сталей. Требования к составу и свойствам исследуемых сталей, согласно техническим условиям, приведены в табл. 1. Там же для сравнения представлены данные о широко известных сталях марок 10ХСНД и 16Г2АФ (с пределом текучести ≥ 390 и ≥ 440 МПа).

В соответствии с ТУУ 14-16-150-99 ниобийсодержащие стали марок 06ГБ и 06Г2Б (разработаны Мариупольским институтом конструкционных материалов «Прометей») классов прочности С 355—С 490 поставляются в листах толщиной 8...50 мм. При этом путем варьирования режимов термической обработки регулируется получение четырех уровней прочностных свойств ($\sigma_t \geq 355$, 390, 440 и 490 МПа; $\sigma_b \geq 450$, 490, 540 и 590 МПа) при практически одинаковых показателях пластичности и ударной вязкости. Поставка сталей может осуществляться с гарантированными показателями сужения по оси Z и сплошности (по заявке класса 0). При проведении настоящих исследований была использована сталь класса прочности С 440 толщиной 30 мм, $\sigma_t \geq 440$ МПа класса сплошности 0.

Сталь марки 09Г2СЮч может поставляться по ТУУ 322-16-127-97 в листах толщиной 8...40 мм. При этом в зависимости от толщины и способов термической обработки может обеспечиваться различный уровень свойств проката: $\sigma_t = 325\ldots450$ МПа; $\sigma_b = 480\ldots570$ МПа, $\sigma \geq 19\%$; $KCU \geq 29$ и $KCV \geq 29$ Дж/см² при температурах $-40\ldots-70$ °C. Базовой для исследований служила сталь марки 09Г2СЮч толщиной 18 мм, $\sigma_t \geq 450$ МПа.

Таблица 1. Состав и свойства конструкционных сталей повышенной и высокой прочности

Марка стали	Массовая доля элементов, %														$C_s, \%$	σ_t	σ_b	$\delta_5, \%$	KCU_{-70}	KCV_{-70}	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	Nb	V	Ce	N_2	S	P	МПа	Дж/см ²				
06Г2Б	0,04...0,08	0,15...0,35	1,3...1,6	—	—	0,05...0,08	0,15...0,3	0,02...0,05	< 0,02	0,03...0,05	—	—	< 0,012	< 0,01	< 0,02	0,33...0,43	440	540	22	—	59
09Г2СЮч	0,08...0,11	0,3...0,6	1,9...2,2	—	—	—	0,3...0,6	0,035...0,065	—	—	—	0,002...0,005	—	< 0,015	< 0,02	0,41...0,51	450	570	19	29	29
10ХСНД	≤ 0,12	0,8...1,1	0,5...0,8	0,6...0,9	0,5...0,8	—	0,4...0,65	—	—	—	—	—	< 0,035	< 0,035	0,35...0,52	390	530...660	19	29	—	
16Г2АФ	0,14...0,2	0,3...0,6	1,3...1,7	≤ 0,4	≤ 0,3	—	0,15...0,3	—	—	—	0,08...0,14	—	0,015...0,025	< 0,035	< 0,035	0,40...0,62	440	590	20	29	—

Таблица 2. Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Массовая доля элементов, %														
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	Nb	N_2	Ce	S	P	
06Г2Б	0,08	0,27	1,5	—	—	0,19	0,23	0,04	0,013	0,047	0,008	—	0,006	0,011	
09Г2СЮч	0,097	0,36	1,9	—	—	—	0,39	0,06	—	—	Не опр.	0,004	0,01	0,015	
10ХСНД	0,091	0,98	0,7	0,77	0,8	—	0,37	—	—	—	Не опр.	—	0,018	0,012	



ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Таблица 3. Механические свойства исследуемых сталей

Марка стали	σ_t	σ_b	δ_5	ψ	$KCV, \text{Дж}/\text{см}^2$, при $T_{изл}, ^\circ\text{C}$		
	МПа	%			+20	-40	-70
06Г2Б	458	582	34	84	> 300	> 300	> 300
09Г2СЮч	468	593	31	79	<u>210...260</u> 234	<u>170...216</u> 196	<u>146...179</u> 160
10ХСНД	408	580	26	75	<u>30...43</u> 39	<u>18...23</u> 21	<u>10...16</u> 13

Примечание. В числителе приведен разбег, в знаменателе — среднее значение.

Ориентировочным показателем свариваемости сталей обычно служит углеродный эквивалент C_e , расчетная формула которого предложена Международным институтом сварки (МИС). Из сталей, приведенных в табл. 1, наиболее высокое значение C_e имеет сталь 16Г2АФ. По этой причине сварка указанной стали сопряжена с определенными трудностями. Опыт изготовления конструкций из этой стали полностью подтверждает данные работ [6, 7]. Поэтому в наших исследованиях для сопоставления в качестве базовой была использована сталь марки 10ХСНД ($C_e = 0,35...0,52\%$), рекомендованная к применению при изготовлении тяжелонагруженных конструкций широкого назначения. Из исследуемых материалов наиболее низкие значения углеродного эквивалента ($C_e = 0,33...0,43\%$) у стали 06Г2Б классов прочности С 440 и С 490. Показатель C_e стали 09Г2СЮч несколько выше (0,41...0,51%) и по своему уровню полностью совпадает с таковыми стали 10ХСНД.

Химический состав и механические свойства базовой и исследуемых сталей приведены в табл. 2 и 3. Обращает внимание существенное превышение нормативных показателей пластичности δ_5 , ψ и ударной вязкости KCV в исследуемых сталях. Это характерно для современных микролегированных сталей в связи со значительным измельчением зерна и снижением содержания вредных примесей (серы, фосфора).

Обе эти стали технологичны при изготовлении металлоконструкций (допускают применение всех видов механической обработки и технологических операций, связанных с пластическими деформированиями, — гибка, валцовка, штамповка и т. п.).

Влияние термических циклов сварки на свойства металла ЗТВ. В околошовной зоне экономнолегированных сталей при замедленных скоростях охлаждения ($w_{6/5} < 3...5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$) возможно образование бейнитно-мартенситных структур, содержащих значительное количество ферритной составляющей [4, 5, 8]. Неблагоприятные соотношения этих компонентов микроструктуры могут приводить к снижению прочности и пластичности металла как зоны термического влияния (ЗТВ), так и всего сварного соединения в целом.

Поэтому представлялось целесообразным проведение специальных исследований по выбору оптимальных условий охлаждения металла ЗТВ исследуемых сталей. Для этого использовали имитационные образцы размером 13×13×150 мм, которые обрабатывали на установке MCP-75 [9] в соответствии с различными термическими циклами

сварки (ТЦС). Из этих заготовок были изготовлены стандартные образцы для испытаний на растяжение и ударный изгиб.

В процессе исследований условия обработки заготовок выбирали такими, чтобы они позволяли имитировать условия формирования металла околошовной зоны сварных соединений — нагрев до температур 1300...1350 $^\circ\text{C}$ и последующее охлаждение с различными скоростями — $w_{6/5} = 2,5...25,0 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ (в интервале температур 600...500 $^\circ\text{C}$).

Результаты выполненных исследований дали возможность установить оптимальные с точки зрения различных способов сварки режимы и условия ведения работ. Для всех исследуемых сталей определены минимальные скорости охлаждения, при которых не происходит существенного снижения уровня хладостойкости, предела текучести и пластичности металла ЗТВ. Отмечено, что степень влияния ТЦС на каждую из исследуемых сталей оказывается различной.

В ниобийсодержащей 06Г2Б и низколегированной 10ХСНД сталях при замедленных скоростях охлаждения предел текучести металла ЗТВ может снижаться до 8...10 % по сравнению с аналогичными показателями основного металла. У стали 09Г2СЮч в этом случае снижение σ_t значительно больше (до 26...28 %). При замедленных скоростях охлаждения у сталей 09Г2СЮч и 10ХСНД зафиксирована тенденция к ухудшению пластичности (относительного сужения) металла ЗТВ. При этом на временное сопротивление σ_b данных материалов ТЦС практически не влияет. В целом исследования позволили установить оптимальный диапазон скоростей охлаждения, при которых показатели прочности и пластичности металла ЗТВ у рассматриваемых сталей остаются стабильными.

Как правило, под воздействием ТЦС происходит существенное ухудшение хладостойкости металла ЗТВ экономнолегированных сталей по сравнению с аналогичными показателями основного металла [10].

Следует отметить, что стали марок 09Г2СЮч и 06Г2Б по уровню хладостойкости металла ЗТВ отличаются несущественно (соответственно $KCV_{-40} \geq 27$ и $\geq 35 \text{ Дж}/\text{см}^2$).

Сталь 10ХСНД по показателям хладостойкости металла ЗТВ уступает обеим исследованным экономнолегированным сталим ($KCV_{-40} \geq 15 \text{ Дж}/\text{см}^2$). Необходимо подчеркнуть, что эта сталь имеет низкие значения ударной вязкости при отрицательных температурах и в исходном состоянии (табл. 3).

Более полное представление о хладостойкости сварных соединений исследуемых экономнолегированных сталей можно получить из результатов исследований крупногабаритных образцов, выполненных в соответствии с рекомендуемыми технологиями, подходами и критериями механики разрушения.

Сопротивляемость исследуемых сталей замедленному разрушению. Замедленное разрушение сварных соединений обычно является опасным дефектом конструкций из сталей повышенной и высокой прочности. Их образование вызывают сле-

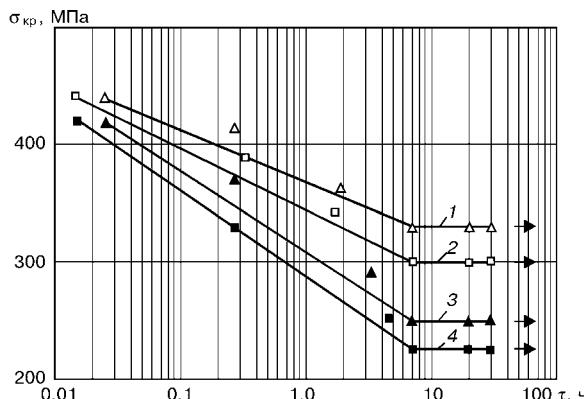


Рис. 1. Влияние насыщенности металла швов водородом при интенсивной скорости охлаждения на склонность к замедленному разрушению образцов Имплант из сталей 09Г2СЮч (1, 3) и 10ХСНД (2, 4): 1, 2 — $[H]_{\text{диф}} = 10$; 3, 4 — 16 мл/100 г

дующие факторы: мартенситная и бейнитная составляющие в микроструктуре металла ЗТВ; диффузионный водород; остаточные сварочные напряжения I рода.

Наиболее полное представление о роли первых двух факторов и частично третьего в замедленном разрушении сварных соединений конструкционных сталей можно получить при испытании образцов по методу Имплант, использование которого рекомендовано МИС [11].

Из сталей 06Г2Б, 09Г2СЮч и 10ХСНД были подготовлены образцы-вставки диаметром 6 мм и плиты размером 200×300 мм. В качестве базовых использовали электроды марки УОНИ-13/55 диаметром 4 мм. Регулирование условий их хранения и прокалки позволяло воспроизводить такие пределы содержания диффузионного водорода в наплавленном металле, которые наиболее часто имеют место при сварке конструкций в реальных условиях: $[H]_{\text{диф}} = 5 \dots 16 \text{ мл}/100 \text{ г}$ (при анализе его содержания хроматографическим методом). Варьировали и режимы сварки образцов, посредством которых регулировалась скорость охлаждения металла ЗТВ проб Имплант в достаточно широких пределах ($w_{6/5} = 8 \dots 26 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$). За показатель трещиностойкости принимали критическое растягивающее напряжение σ_{kp} конкретного технологического варианта, при котором металл ЗТВ сопротивляется образованию холодных трещин. В каждом случае в качестве критерия служило и максимальное растягивающее напряжение $\sigma_{\text{kp,max}}$ от внешней нагрузки P , при котором в образцах Имплант не образовывались трещины в течение 20 ч. Оптимальные режимы сварки конкретного технологического варианта выбирались в соответствии с условием, при котором $\sigma_{\text{kp,max}} > (0,75 \dots 0,80) \sigma_{0,2}$ основного металла.

Исследования показали, что сталь марки 06Г2Б отличается достаточно высокой сопротивляемостью замедленному разрушению. Даже при неблагоприятных условиях испытаний ($w_{6/5} \approx 26 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$, $[H]_{\text{диф}} \approx 16 \text{ мл}/100 \text{ г}$) образцы Имплант из этой стали не разрушались в течение 20 ч при $\sigma_{\text{kp}} = 360 \text{ МПа}$, что составляет примерно $0,77 \sigma_{0,2}$.

Сопротивляемость замедленному разрушению остальных двух сталей зависит от содержания диффузионного водорода в наплавленном металле. Ес-

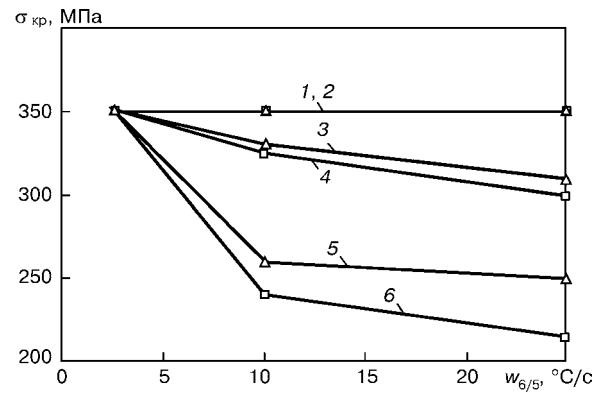


Рис. 2. Влияние скорости охлаждения на σ_{kp} образцов Имплант из сталей 09Г2СЮч (1, 3, 5) и 10ХСНД (2, 4, 6) при различном содержании диффузионного водорода: 1, 2 — $[H]_{\text{диф}} = 5 \dots 7 \text{ ; 3, 4} — 9 \dots 10 \text{ ; 5, 6} — 15 \dots 16 \text{ мл}/100 \text{ г}$

ли концентрация $[H]_{\text{диф}}$ ограничивалась 5...7 мл/100 г, образцы Имплант из сталей 09Г2СЮч и 10ХСНД не разрушались при нагрузках $\sigma_{\text{kp}} > 0,7$ пределов текучести соответствующих сталей. При повышении концентрации водорода выше этого уровня показатели σ_{kp} у обеих сталей снижаются. В значительной степени это относится к стали 10ХСНД, что свидетельствует о ее большей склонности к замедленному разрушению по сравнению со сталью 09Г2СЮч.

Результаты испытаний образцов Имплант из этих сталей при наиболее интенсивном охлаждении металла ЗТВ ($w_{6/5} = 25 \dots 26 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$) представлены на рис. 1.

Обобщенные результаты влияния скорости охлаждения металла ЗТВ сталей 09Г2СЮч и 10ХСНД при различной концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле на σ_{kp} образцов Имплант приведены на рис. 2. Результаты проведенных исследований свидетельствуют о том, что по сопротивляемости замедленному разрушению экономнолегированные высокопрочные стали марок 06Г2Б и 09Г2СЮч при сопоставимых условиях изготовления конструкций превосходят хорошо известную сталь повышенной прочности марки 10ХСНД. При этом условия их использования, по-видимому, должны выбираться таким образом, чтобы содержание диффузионного водорода в наплавленном металле не превышало 8...9 мл/100 г, а скорость охлаждения металла ЗТВ составляла $< 30 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$.

Сопротивляемость сталей слоистому (ламеллярному) разрушению. Для листового проката конструкционных сталей характерна анизотропия пластичности и вязкости. Она выражается в заметном ухудшении этих свойств при переходе от продольного направления к поперечному и в резком их ухудшении в направлении толщины (направление Z), что обычно связывают с наличием в стали неметаллических включений главным образом вытянутых тонких сульфидов. Низкие значения пластичности и вязкости в сочетании с возникающими в направлении Z усилиями в сварных узлах металлоконструкций, преимущественно с тавровыми, угловыми и нахлесточными соединениями, являются главной причиной образования слоистых (ламеллярных) трещин.



Однако новое поколение сталей в процессе изготовления чаще всего подвергается различным видам рафинирующей обработки и, как правило, содержит ограниченное количество серы. Поэтому их роль в слоистом разрушении может уменьшаться. По-видимому, при анализе слоистых разрушений таких сталей целесообразно учитывать возможную роль в этом процессе нитридных включений, которые имеют иглообразную форму. Конструкционные стали нового поколения в большинстве случаев содержат азот и нитридообразующие элементы (алюминий, ванадий, ниобий, титан др.). Образование нитридных включений в таких сталях могут способствовать и особенности процесса их производства. Требуемый комплекс свойств в них формируется при охлаждении или термической обработке металла [12, 13]. Поэтому желательно, чтобы технические условия на изготовление указанных сталей, а также сертификаты качества обязательно содержали информацию об относительном сужении, что нашло отражение в ТУУ 14-16-150-99 и ТУУ 322-16-127-97.

При проведении настоящих исследований из всех трех сталей в соответствии с ГОСТ 28870-90 были изготовлены специальныестыковые соединения, из которых затем вырезались и испытывались на растяжение цилиндрические образцы. Результаты исследований показали, что сталь 10ХСНД неудовлетворительно сопротивляется образованию ламелярных трещин, поскольку ее относительное сужение очень низкое ($\psi_z \approx 9\ldots 10\%$). Экономнолегированные стали 06Г2Б и 09Г2СЮЧ отличаются высокой сопротивляемостью образованию слоистых трещин ($\psi_z = 27\ldots 37\%$). По этому показателю они значительно превосходят сталь марки 10ХСНД.

Таким образом, результаты проведенных исследований показывают, что экономнолегированные стали марок 06Г2Б и 09Г2СЮЧ ($\sigma_t = 440\ldots 450$ МПа) обеспечивают высокие показатели хладостойкости при температурах до -70°C на образцах с острым надрезом типа Шарпи и по ряду показателей свариваемости (влияние ТЦС на свойства металла ЗТВ, сопротивляемость замедленному и ламелярному разрушениям) значительно превосходят конструкционную сталь марки 10ХСНД ($\sigma_t = 390$ МПа).

Выходы

1. Экономнолегированные стали марок 06Г2Б и 09Г2СЮЧ по показателям служебных свойств полностью отвечают требованиям, предъявляемым к сталям уровня прочности $\sigma_t \geq 440$ МПа и европейских норм. При этом следует отметить их высокую хладостойкость при температурах $-40\ldots -70^{\circ}\text{C}$ на образцах с острым надрезом типа Шарпи ($KCV = 150\ldots 300$ Дж/см²).

Results of analysis of properties and weldability of sparsely alloyed high-strength steels of the 06G2B and 09G2SYuch ($\sigma_t \geq 440$ MPa) are given. The prospects of utilising them for the fabrication of unique and reliable different-application engineering structures (bridges, towers, pressure vessels, tanks) have been estimated.

2. В оптимальном диапазоне скоростей охлаждения металл ЗТВ исследованных сталей обеспечивает необходимые прочностные свойства и хладостойкость ($KCV \geq 27$ и ≥ 35 Дж/см² при температурах до -40°C для сталей соответственно 09Г2СЮЧ и 06Г2Б). В перспективе такие исследования предполагается дополнять испытаниями сварных соединений полной толщины с использованием подходов и критериев механики разрушения.

3. Для снижения вероятности замедленного разрушения соединений сталей 06Г2Б и 09Г2СЮЧ необходимо ограничивать содержание диффузионного водорода в наплавленном металле и скорость охлаждения металла ЗТВ.

4. Исследованные партии сталей 06Г2Б и 09Г2СЮЧ обеспечивают весьма высокие значения сужения в направлении толщины ($\psi_z = 27\ldots 37\%$), что создает предпосылки для их высокой сопротивляемости ламелярному разрушению.

1. Fisher J. W., Dexter R. J. High-performance steel for America's bridges // Welding J. — 1994. — № 1. — P. 35-43.
2. Recently developed structure steel for use in civil engineering and construction / S. Tani, V. Kaneko, M. Ishiguro, M. Ohama // NKK Technical Review. — 1996. — № 74. — P. 17-25.
3. Neues in der Schweißtechnik 1998 / E. H. Herold, M. Zinke, H. Zwicker et al. // Schweißen und Schneiden. — 1999. — № 5. — S. 266-288.
4. Weldability of low-carbon micro-alloyed steels for marine structures / C. D. Lundin, T. P. S. Gill, C. Y. P. Qino et al. // WRS Bulletin. — 1990. — № 359. — P. 100.
5. Сварные строительные конструкции: В 3 т. Т. 1: Основы проектирования конструкций / Под ред. Л. М. Лобанова. — Киев: Наук. думка, 1993. — 416 с.
6. Жизняков С. Н., Конопатов В. С., Лялин К. В. Причины образования дефектов в сварных соединениях металлоконструкций ККЦ Магнитогорского металлургического комбината // ЭИ «Монтажные и специальные строительные работы». Сер. Изготовление металлических и монтажно-строительных конструкций. — 1988. — № 11. — С. 1-5.
7. Тишаев С. И., Одесский П. Д. Низколегированные стали нового поколения для металлических конструкций // Металлы. — 2001. — № 7. — С. 56-64.
8. Влияние термического цикла сварки на структуру и вязкость металла ЗТВ термически упрочненной стали 09Г2С // Ю. В. Демченко, А. Е. Аснис, Г. А. Иващенко и др. // Автомат. сварка. — 1986. — № 11. — С. 10-13.
9. Имитация термического цикла сварки в зоне термического влияния при электрошлаковой сварке модулированным током / В. А. Сидорук, Д. А. Дудко, Н. В. Горбенко и др. // Там же. — 1985. — № 7. — С. 12-15.
10. Brozda J., Zeman M. Weldability evaluation of a modern TMCR steel by using simulation techniques // Acta Metallurgica Sinica. — 2000. — № 1. — P. 103-111.
11. Recommendation for the use of implant test as a complementary information test on the cold cracking susceptibility during the welding of steel. — S. I., [1973]. — 8 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. PW-IX-830-73).
12. Явойский В. И., Рубенчик Ю. И., Окленко А. П. Неметаллические включения и свойства стали. — М.: Металлургия, 1980. — 173 с.
13. Гриняк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.

Поступила в редакцию 15.10.2002



УДК 621.791.75-052:669.15-194.2

ПОЛУЧЕНИЕ РАВНОПРОЧНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЕЙ БЕЗ ПОДОГРЕВА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

А. Т. НАЗАРЧУК, В. В. СНИСАРЬ, кандидаты техн. наук, Э. Л. ДЕМЧЕНКО, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены возможности получения равнопрочных соединений высокопрочных закаливающихся сталей дуговой сваркой без подогрева и термообработки. Показана перспективность применения аустенитно-мартенситных материалов при сварке высокопрочных сталей без подогрева и термообработки с уровнем прочности металла шва 1150...1200 МПа.

Ключевые слова: сварка, закаливающиеся стали, высокопрочные стали, многослойные швы, высокопрочные швы, сварные соединения, замедленное разрушение, технологическая прочность, холодные трещины

Известно [1–5], что высокий уровень механических свойств высокопрочных сталей, а также восприимчивость их к закалке обусловливают ряд специфических трудностей, возникающих при сварке. Эти трудности и пути их преодоления рассматриваются на протяжении многих десятилетий, однако остаются актуальными и в настоящее время. Это прежде всего предупреждение возникновения холодных трещин в окколошовной зоне и металле шва, а также кристаллизационных трещин в металле шва и горячих трещин в зоне термического влияния (ЗТВ), а также необходимость получения металла шва, ЗТВ и соединения в целом с механическими свойствами, равносценными или близкими к свойствам основного металла [1–3].

Особые трудности возникают в тех случаях, когда термообработка сварных соединений высокопрочных сталей невозможна (например, сварных соединений корпусов, сосудов, крупных сооружений), а также, когда вместо требуемой закалки с последующим отпуском приходится применять только отпуск [2, 3].

Из всех перечисленных трудностей, возникающих при сварке высокопрочных сталей, наиболее серьезными и специфическими являются связанные с проблемой обеспечения необходимой технологической прочности сварных соединений, в частности их стойкости против образования холодных трещин [1–5], и получения соединений, равнопрочных основному металлу.

На протяжении многих лет накоплен значительный объем данных, касающихся комплексной оценки технологической прочности соединений закаливающихся сталей с применением качественных (технологических проб) и количественных (инструментальных) методов испытаний [1–6]. В свое время особое внимание уделялось закалочной гипотезе образования холодных трещин, при этом

учитывалось отрицательное влияние водорода (водородная гипотеза) на сопротивляемость сварных соединений возникновению трещин.

В настоящее время по-прежнему исследуются различные аспекты влияния закалочных явлений [7–10, 11], а также содержания водорода [12–14] на стойкость сварных соединений закаливающихся сталей против образования холодных трещин.

С учетом существующих взглядов основными технологическими методами предупреждения образования холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных закаливающихся сталей [1–3] являются следующие: рациональный выбор сталей для сварных конструкций; регулирование термического цикла сварки и управление им; различные виды подогрева при сварке; регулирование временных напряжений в процессе сварки; применение аустенитных сварочных материалов; уменьшение содержания водорода в основном металле и металле шва. Реже используется предварительная наплавка кромок, проковка сварных соединений и др. Рассматриваемые способы предупреждения образования холодных трещин чаще всего применяются совместно.

Применение основных технологических методов предупреждения образования холодных трещин в соединениях закаливающихся сталей возможно в двух направлениях: сварка материалами, однородными с основным металлом, и высоколегированными аустенитными материалами. Настоящая работа посвящена анализу этих направлений и возможности получения равнопрочных сварных соединений.

Известно [2, 3, 15], что при выполнении многослойных швов, металл которых однороден с основным металлом, возникают большие трудности с предупреждением образования поперечных холодных трещин как в ЗТВ, так и в металле шва.

В целом технологические особенности выполнения многослойных швов с металлом, однородным основному металлу, при соединении высокопрочных сталей, определяются требуемым уровнем ме-



ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Таблица 1. Механические свойства некоторых легированных закаливающихся сталей при комнатной температуре*

Марка стали	σ_b , МПа	σ_t , МПа	δ , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²
14ХН4МДА	960...1020	850...880	15...16	52...60	165...185
15Х2Н4МДА	950...980	800...820	25...30	55...60	210...220
30Х2Н2М	1100...1120	950...1010	10...12	40...45	100...125

* Материал в состоянии закалки и отпуска.

хнических свойств этих соединений и их технологической прочностью.

На основе анализа испытания сварных соединений с многослойными швами [16, 17] использовался комплексный подход к оценке склонности таких соединений к образованию трещин. При этом принимались во внимание закалочные явления и учитывалась исключительная важность влияния водорода на технологическую прочность соединений.

Подход основывается на следующих положениях. Результаты испытаний должны давать объективные представления о стойкости соединений как против продольных, так и поперечных холодных трещин. При проведении испытаний необходимо учитывать влияние изменения напряжений при сварке, обусловленных изменением объема металла за счет термического воздействия и фазовых превращений.

Установлена возможность использования методики [16, 17] составных образцов не только для оценки металла шва, но и сварного соединения в целом. Эта методика позволяет оценить взаимное влияние металла шва на металл ЗТВ, и наоборот. Полученные результаты, хорошо согласуются с результатами крупногабаритных технологических проб [17].

Для однородных сварных соединений важно управление закалочными явлениями в зоне сварки путем выбора и целенаправленного получения оптимального термического цикла сварки в ЗТВ. Важное значение приобретают вопросы автоподогрева и автотермообработки металла в зоне сварки при выполнении многослойных швов, в том числе и оптимизация заполнения разделки при сварке в узкий зазор [18].

Эффективным способом повышения технологической прочности и механических характеристик сварных соединений является управление кристаллизацией металла шва и термодеформационным циклом сварки за счет периодического тепловложения, порционного формирования металла шва и его кристаллизации [19, 20]. Основные закономерности решения этих проблем следующие: измельчение первичных кристаллитов при кристаллизации металла шва; изменение ориентации фронта встречи кристаллитов металла шва, их дезориентация; устранение «слабины» по середине шва; изменение характера роста кристаллитов металла шва; прерывистость их роста от слоя к слою; измельчение вторичной структуры как в металле шва, так и в ЗТВ сварных соединений; дополнительное управление термическим циклом сварки. В работе [20] показана возможность управления скоростью охлаждения металла в зоне сварки в нижнем субкритическом интервале температур за счет опти-

мального сочетания продолжительности горения дуги и длительности паузы между смежными периодами ее горения. Эти параметры, а также сварочный ток и скорость формирования [20] швов оказывают определяющее влияние на стойкость сварных соединений как против холодных, так и горячих трещин при порционном формировании сварных швов.

С учетом изложенных представлений получение соединений высокопрочных сталей типа 14ХН4МДА, 15Х2Н4МДА, 30Х2Н2М (табл. 1) дуговой сваркой плавлением без подогрева и термической обработки с выполнением швов, имеющих металл, близкий по составу основному металлу, ограничивается следующими условиями: толщина металла не более 80...100 мм; термический цикл сварки должен обеспечивать в металле ЗТВ распад переохлажденного аустенита с образованием структур, которые характеризуются достаточной стойкостью против образования холодных трещин; если не удается предотвратить формирование структур, способствующих образованию холодных трещин, необходимо предусматривать автотермообработку сварного соединения непосредственно со сварочного нагрева; для дополнительного управления термическим циклом сварки целесообразно осуществлять автоподогрев, порционное формирование швов или использовать их совместное действие; концентрация диффузионного водорода в расплавленном металле не должна превышать 1,0...1,5 см³ на 100 г металла.

Способы автоподогрева и автотермообработки основываются на оптимизации воздействия тепла, затрачиваемого на выполнение предыдущего и последующих слоев многослойного шва. При механизированных видах сварки крупногабаритных изделий представляется возможным использовать только два таких способа — сварку с возвратно-поступательными перемещениями дуги и двухдуговую сварку в раздельные ванны со строго определенным расстоянием между дугами.

В случае сварки тел вращения (выполнение кольцевых швов) диаметром до 400...500 мм проблемы автоподогрева и автотермообработки не вызывают трудностей, поскольку самому процессу присуще периодическое воздействие тепла, выделяющееся при выполнении последующих слоев. При уменьшении диаметра изделий иногда следует принимать меры по ограничению температуры автоподогрева.

В основном сварка с возвратно-поступательными перемещениями дуги дает хорошие результаты, однако, к сожалению, вопросы, касающиеся техники ведения процесса и его автоматизации остаются пока еще не решенными. В итоге, при дуговой сварке высокопрочных сталей швами с металлом, однородным с основным металлом, без подогрева и термообработки набор средств и методов предотвращения трещин весьма ограничен.

В настоящее время при дуговой сварке крупногабаритных конструкций из высокопрочных сталей, обеспечивающей выполнение швов с металлом, однородным по составу основному металлу, можно

рекомендовать следующие технологические решения:

дуговую сварку плавящимся электродом в узкий зазор с оптимизацией термического цикла сварки путем рационального выбора ширины зазора и использования поперечных колебаний электрода;

дуговую сварку плавящимся электродом с порционным формированием швов для управления кристаллизацией металла и термическим циклом сварки [19, 20];

двуухдуговую сварку с заданным расстоянием между дугами для обеспечения автоподогрева и автотермообработки сварных соединений [21];

сочетание порционного формирования швов с автоподогревом при одно- или двухдуговой сварке [20];

оптимизацию процесса дуговой сварки путем рационального заполнения разделки (способ характеризуется периодическим выполнением многослойных слоев непосредственно в разделке на спуск или подъем [18], что эффективно можно реализовать при сварке в узкий зазор);

двуухдуговую сварку с оптимальным расстоянием между дугами с использованием высокопрочных проволок различных составов.

Упомянутые решения раздельно или при их совместном действии, как правило, позволяют обеспечить необходимую технологическую прочность соединений высокопрочных сталей при сварке их без подогрева и получении металла швов, близкого по составу к основному металлу. Однако выполнение таких швов и соединений в целом при сварке высокопрочных сталей без полной последующей термической обработки может вызывать затруднения в части обеспечения равнопрочности. Так, при сварке сталей, например 14ХН4МДА и 30Х2Н2М, прочность металла швов составляла 750...850 МПа при прочности основного металла – до 900...1050 МПа.

В плане повышения прочности металла швов, близкого по составу к основному металлу, представляет интерес сварка двумя дугами с использованием высокопрочных проволок различных составов. Особенно благоприятен процесс, при котором первая дуга горит в защитном газе, а вторая – под флюсом. Такое решение позволяет использовать проволоки для второй дуги с составом, аналогичным основному металлу. Это открывает возможности выполнения многослойных композитных швов, у которых металл каждого слоя имеет различные свойства.

Результаты изучения влияния соотношения слоев с различными свойствами на механические характеристики двухслойного металла представлены в работе [22]. Так, прочностные характеристики двухслойных образцов, например при 30 % твердой (высокопрочной) и 70 % мягкой (менее прочной) составляющих, находятся на уровне прочности основного металла (стали 30Х2Н2М). При этом пластичность и ударная вязкость превышают аналогичные показатели более прочной структурной составляющей [22]. Комплексная оценка показывает, что такой композитный металл шва, состоящий из слоев с различными свойствами, обладает более

высокими механическими свойствами, чем его отдельные составляющие.

Вторым направлением получения сварных соединений высокопрочных сталей с высокой стойкостью против образования холодных трещин является дуговая сварка высокопрочных сталей без предварительного подогрева и последующей термообработки с применением сварочных материалов, обеспечивающих получение аустенитного металла шва. Однако из-за низкого уровня прочности аустенитного металла шва для обеспечения равнопрочности сварных соединений швы необходимо выполнять с большим усилием. Это приводит к существенным увеличениям объема сварочных работ и расхода дорогостоящих сварочных материалов. Кроме того, чрезмерное усиление сварного шва создает концентрацию напряжений, что в ряде случаев снижает работоспособность сварного соединения.

В ИЭС им. Е. О. Патона предложен новый способ сварки высокопрочных закаливающихся сталей [23], заключающийся в применении сварочных материалов, обеспечивающих образование в металле шва структуры с распадом аустенита при температуре ниже 200 °C и продуктов распада, способствующих получению металла шва с высокими прочностными характеристиками при хорошем уровне пластичности и вязкости. Этот способ сварки основан на положительном влиянии аустенитного металла шва на кинетику фазовых превращений в ЗТВ высокопрочной стали и изменении характера распределения напряжений в сварном соединении. Его применение позволяет осуществить сварку высокопрочных закаливающихся сталей без предварительного подогрева и последующей термообработки изделий (как и в случае выполнения аустенитного сварного шва), но получить при этом сварные соединения равнопрочные основному металлу. Одним из вариантов практического осуществления предложенного способа является применение сварочных высоколегированных материалов, обеспечивающих получение металла шва, имеющего химический состав и структуру низкоуглеродистого мартенсита или аустенитно-мартенситной стали.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработаны технологии и материалы для ручной и механизированной сварки [24–27]. Технология ручной электродуговой сварки предусматривает использование новых, созданных в ИЭС им. Е. О. Патона, электродов марок АНВП-60, АНВП-80 и АНВП-100, которые обеспечивают получение металла шва с пределом текучести соответственно 600, 800 и 1000 МПа. Для механизированной сварки в углекислом газе или смеси Ar + CO₂ разработана порошковая проволока ППАНВП-80. При сварке под флюсом рекомендуется использовать керамический флюс, проволоку сплошного сечения ЭК-17ВИ и порошковую проволоку ППАНВП-80. Благодаря этим материалам при сварке высокопрочной стали, например 15Х2Н4МДА, обеспечивается получение аустенитно-мартенситного металла шва с твердостью на уровне HV 3000 МПа. Механические свойства металла шва, полученного при



ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Таблица 2. Механические свойства металла шва, полученного при сварке стали 15Х2Н5МДА

Сварочный материал	Способ сварки	σ_{02} , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU_{20} , Дж/см ²	KCV_{-60}
АНВП-60	Ручная	600...700	1000...1100	15...18	40...50	105...110	60...80
АНВП-80	»»	780...850	1050...1150	15...18	40...50	100...110	60...80
АНВП-100	»»	950...1050	1150...1200	12...16	25...35	70...90	50...70
ППАНВП-80	Механизированная сварка в углекислом газе	750...900	1000...1200	14...16	30...40	60...70	45...50
ЭК-17ВИ	Под флюсом	840...910	1150...1190	18...22	45...50	65...75	50...55
ППАНВП-80	»»	750...800	900...1000	18...25	35...40	65...75	50...55

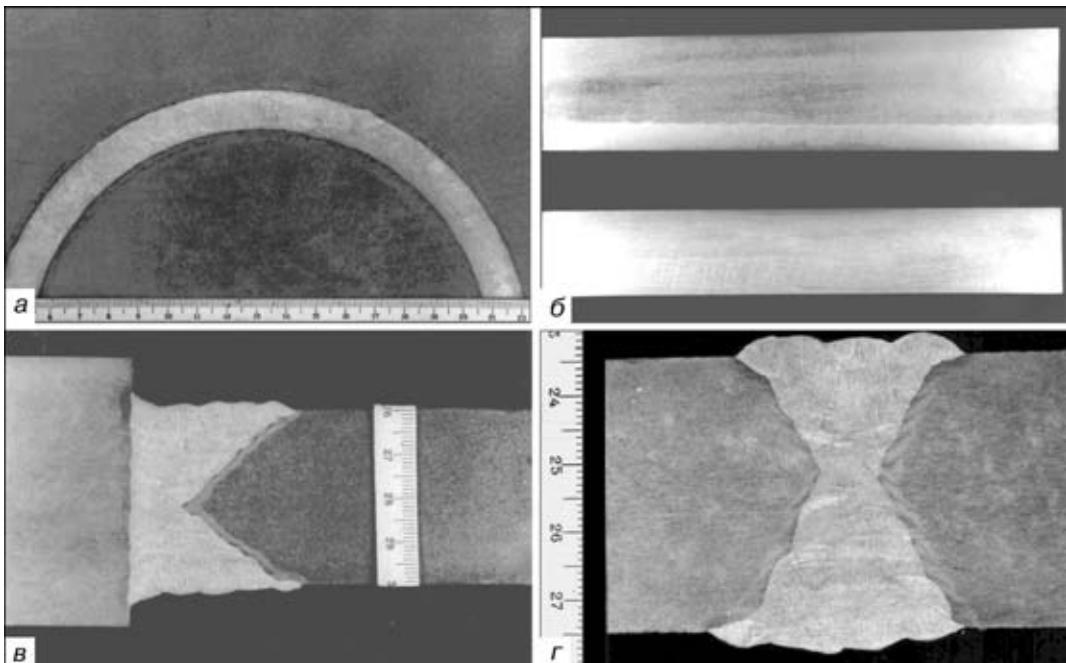


Рис. 1. Характерный вид продольных (а, б) и поперечных (в, г) макрошлифов, вырезанных из жестких технологических проб сварных соединений стали 15Х2Н4МДА. Сварка выполнена без подогрева и термообработки электродами АНВП-80

сварке указанной стали представлены в табл. 2. Изготовление новых сварочных материалов освоено опытным производством ИЭС им. Е. О. Патона (проводка — по ТУ ИЭС 775-90; электроды — по ТУ ИЭС 721-89).

Следует отметить, что стали и сварные швы с указанным уровнем механических свойств могут иметь склонность к замедленному разрушению и образованию холодных трещин, особенно при повышенной концентрации водорода. Причем, чем выше уровень прочностных свойств металла, тем больше проявляется отрицательное влияние водорода.

В связи с этим при создании указанных сварочных материалов особое внимание уделялось обеспечению минимальной концентрации водорода в металле шва. Удачное сочетание компонентов, входящих в состав керамического флюса, электродных покрытий и сердечника порошковой проволоки, их оптимальное соотношение в сочетании с рядом технологических мер [28] позволили решить указанную проблему. Так, при сварке на постоянном токе обратной полярности новые материалы обеспечивают в металле шва низкую концентрацию водорода: диффузионно-подвижного (определенного хромотографическим способом) — на уровне 1,3...2,0 см³/100 г, остаточного (опре-

дляемого методом восстановительного плавления в струе газоносителя) — 0,3...1,0 см³/100 г, суммарного — не более 3,0 см³/100 г. Такая концентрация водорода не оказывает существенного влияния на стойкость сварного соединения против образования холодных трещин.

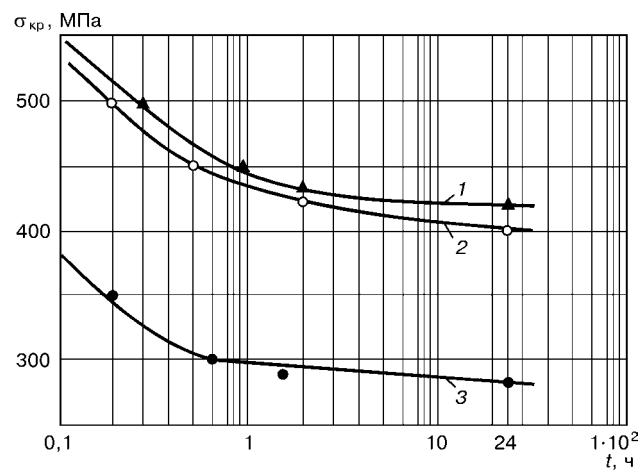


Рис. 2. Сопротивление замедленному разрушению сварных соединений стали 30Х2Н2М, выполненных без подогрева и термообработки электродами ЛО-1 (1), УОНИ 13/45 (2), АНВП-80 (3): σ_{kp} — критическое напряжение при замедленном разрушении



Таблица 3. Обобщенные технологические рекомендации по сварке некоторых легированных высокопрочных сталей без подогрева

Марка стали	Сортамент металла	Сварочные материалы	Способ сварки, основные технологические рекомендации
14ХН4МДА	Лист толщиной 40 мм	Однородные с основным металлом	Сварка двухдуговая плавящимся электродом в защитных газах; расстояние между дугами 250...275 мм; погонная энергия каждой дуги 24,5...25,5 кДж/см
15Х2Н4МДА	То же	Высоколегированные аустенитно-мартенситные	Ручная электродуговая; механизированная сварка в углекислом газе или смесях; сварка под керамическим флюсом; режимы, аналогичные применяемым при сварке аустенитными материалами
30Х2Н2М	Лист толщиной 80 мм	Однородные с основным металлом	Сварка двухдуговая; сварка однодуговая с возвратно-поступательными перемещениями электрода по схеме З слоя за проход [18]; расстояние между дугами или длина участка автоподогрева 265...285 мм; погонная энергия 26,0...28,5 кДж/см
35ХН3М+Ст3	Поковка + лист	То же	Сварка двухдуговая; расстояние между дугами 275...325 мм; погонная энергия около 40 кДж/см

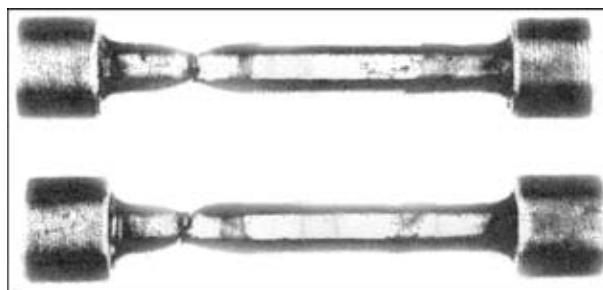


Рис. 3. Вид образцов сварного соединения стали 15Х2Н4МДА, выполненного электродами АНВП-80, после испытания на статическое растяжение при температуре 20 °C

Оценка стойкости сварных соединений, выполненных по новым технологиям, против образования трещин проводилась на листах стали 15Х2Н4МДА (см. табл. 1) толщиной 40 мм с использованием известных технологических проб ЦНИИТС «круглый вварыш» [4], а также испытанием на замедленное разрушение по методу Имплант [29]. Проведенная оценка показала, что новые материалы позволяют получить при сварке высокопрочных сталей без подогрева и термообработки качественные сварные соединения с достаточной стойкостью против образования холодных трещин и сопротивлением замедленному разрушению, близким к варианту аустенитного шва. В подтверждение этого на рис. 1 приведен характерный вид продольных

и поперечных макрошлифов из технологических проб ЦНИИТС и «круглый вварыш», а на рис. 2 показаны кривые замедленного разрушения (по методу Имплант) сварных соединений, выполненных аустенитными ЛО-1, перлитными УОНИ-13/45 и аустенитно-мартенситными АНВП-80 электродами.

Механические свойства сварных соединений высокопрочной стали 15Х2Н4МДА, полученные без предварительного подогрева и последующей термообработки с использованием электродов АНВП-80, характеризуются следующими показателями: цилиндрические образцы вырезаны из соединения поперек шва, при испытании на статическое растяжение при температуре 20 °C разрушаются по основному металлу вне ЗТВ (рис. 3) с пределом текучести 840...930 МПа, ударная вязкость при испытании образцов Менаже с полукруглым надрезом по линии сплавления составляет 130...200 Дж/см², а с надрезом по металлу ЗТВ на расстоянии 1 мм от линии сплавления — 150...160 Дж/см². Твердость металла ЗТВ не превышает HV 3250 МПа (рис. 4), а его структура характеризуется как верхний бейнит (рис. 5).

Обобщенные технологические рекомендации по сварке некоторых легированных сталей без подогрева приведены в табл. 3.

Представляется весьма перспективным путь использования для сварки высокопрочных сталей композитных сварных швов, выполненных аустенитными и аустенитно-мартенситными материалами. Как показано в работе [22], механические свойства композитных двухслойных образцов мож-

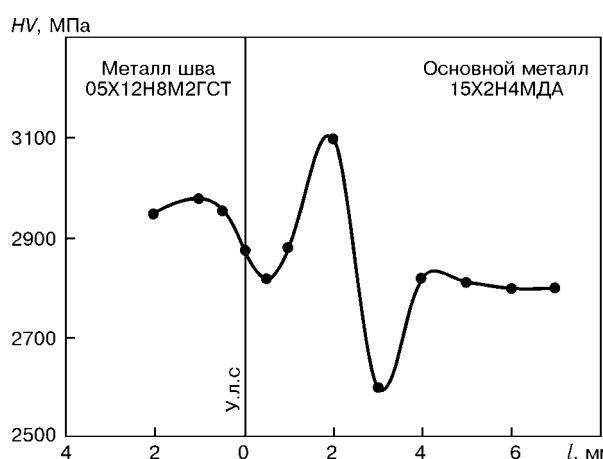


Рис. 4. Распределение твердости в зоне сплавления аустенитно-мартенситного шва со сталью 15Х2Н4МДА при сварке без подогрева и термообработки электродами АНВП-80: У.л.с — условная линия сплавления; l — расстояние от У.л.с

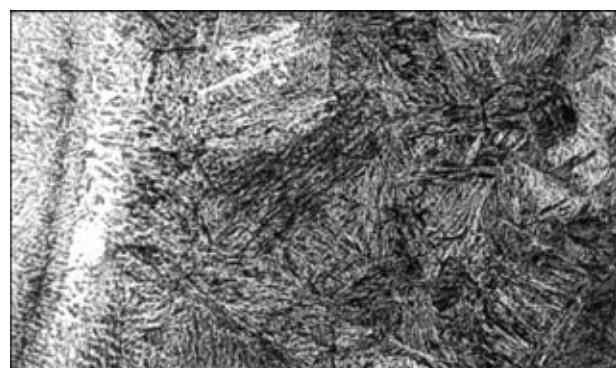


Рис. 5. Микроструктура ($\times 500$) металла ЗТВ сварного соединения стали 15Х2Н4МДА, выполненного без подогрева и термообработки электродами АНВП-80



но в значительной мере регулировать соотношением твердых и мягких слоев. Изменяя в многослойном шве количество слоев, выполненных аустенитными и аустенитно-маргентситными материалами, можно получать швы с наиболее оптимальным соотношением прочности и пластичности, определяемых исходя из механических свойств конкретной свариваемой стали.

Выводы

1. Выполнение указанных рекомендаций по сварке высокопрочных закаливающихся сталей без подогрева и термообработки при получении швов, однородных с основным металлом, обеспечивают необходимую стойкость соединений против образования холодных трещин при прочности металла шва до 850 МПа.

2. Разработанные аустенитно-маргентситные материалы при сварке закаливающихся сталей без подогрева и термообработки позволяют достичь уровня прочности металла шва до 1200 МПа при обеспечении необходимой технологической прочности.

3. Для дальнейшего повышения прочности металла шва в сварных соединениях высокопрочных сталей, полученных без подогрева и термообработки, можно рекомендовать выполнение композитных швов, которые состоят из отдельных слоев с различной прочностью.

1. Технология электрической сварки плавлением / Под ред. Б. Е. Патона. — М.; К.: Машгиз, 1962. — 663 с.
2. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 767 с.
3. Макара А. М. Исследование вопросов технологии и металловедения сварки легированных конструкционных сталей. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1963. — 500 с.
4. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке. — М.: Машиностроение, 1981. — 248 с.
5. Шоршоров М. Х. Металловедение сварки стали и титана. — М.: Наука, 1965. — 336 с.
6. Касаткин С. Б., Миходуй Л. И., Гордонный В. Г. Методические подходы к комплексному исследованию замедленного и хрупкого разрушения высокопрочных низколегированных сталей // Автомат. сварка. — 1996. — № 2. — С. 58–60.
7. Касаткин Б. С., Бреднев В. И. Особенности механизма образования холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей // Там же. — 1985. — № 8. — С. 1–6, 18.
8. Оценка сопротивляемости сварных соединений стали 15Х2МФА образованию холодных трещин / Б. С. Касаткин, В. И. Бреднев, А. К. Царюк, Ю. М. Журавлев // Там же. — 1993. — № 5. — С. 3–7.
9. Царюк А. К., Бреднев В. И. Проблемы предупреждения холодных трещин // Там же. — 1996. — № 1. — С. 36–40.
10. Царюк А. К., Бреднев В. И. К вопросу о природе образования холодных трещин при сварке закаливающихся сталей // Там же. — 1998. — № 10. — С. 9–13.
11. Миходуй Л. И., Позняков В. Д., Ющенко А. К. Сопротивляемость замедленному разрушению сварных соедине-

ний стали 12ХГН2МФДРА // Там же. — 2000. — № 11. — С. 5–10.

12. Мусиаченко В. Ф., Касаткин С. Б. Распределение водорода в сварном соединении легированной стали и его влияние на образование холодных трещин (Обзор) // Там же. — 1985. — № 9. — С. 3–8.
13. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Там же. — 1997. — № 5. — С. 3–12.
14. Походня И. К., Степанюк С. Н., Швачко В. И. Роль температуры при индуцированном водородном растрескивании конструкционных сталей в сварных соединениях // Там же. — 2000. — № 2. — С. 3–8.
15. Холодные трещины в низколегированных высокопрочных швах / А. М. Макара, В. Г. Гордонный, А. Т. Дибец и др. // Там же. — 1971. — № 11. — С. 1–4.
16. Назарчук А. Т., Стеренбоген Ю. А., Косяков В. П. Методика оценки склонности металла шва к образованию повторных холодных трещин // Там же. — 1984. — № 12. — С. 7–10.
17. Назарчук А. Т., Свердел И. П. Стойкость соединений закаливающихся сталей с многослойными швами против образования трещин // Там же. — 1994. — № 1. — С. 15–19.
18. Назарчук А. Т., Стеренбоген Ю. А. Об оптимизации процесса дуговой сварки путем рационального заполнения разделки // Там же. — 1984. — № 11. — С. 46–49.
19. Назарчук А. Т. Управление кристаллизацией металла шва и термодеформационным циклом при автоматической дуговой сварке // Там же. — 1994. — № 5–6. — С. 3–9.
20. Назарчук А. Т. Влияние порционно-дискретного формирования швов на термический цикл дуговой сварки плавлением // Там же. — 1997. — № 5. — С. 13–17.
21. Назарчук А. Т., Свердел И. П., Никулин В. А. Двухудговая сварка без подогрева бандажей из сталей 34ХН1М и 34ХН3М с дисками крупногабаритных зубчатых колес из Ст3 // Там же. — 1995. — № 1. — С. 30–34.
22. Назарчук А. Т. Изучение влияния соотношения слоев с различными свойствами на механические характеристики двухслойных стальных образцов // Там же. — 1992. — № 7. — С. 27–29, 32.
23. А. с. 880671 СССР, МКП В 23 К 28/00. Способ дуговой сварки закаливающихся сталей / Ю. Н. Готальский, В. В. Снисарь, А. Л. Купорев и др. — Опубл. 15.11.81; Бюл. № 43.
24. А. с. 1689007 СССР, МКП В 23 К 35/36. Сварочный электрод для сварки без подогрева и термообработки низко- и среднелегированных высокопрочных закаливающихся сталей / В. Н. Липодав, Ю. Н. Готальский, В. В. Снисарь и др. — Опубл. 08.07.91; Бюл. № 41.
25. А. с. 1785860 СССР, МКП В 23 К 35/365. Электрод для сварки высокопрочных сталей / Э. Л. Демченко, И. В. Ляховая, В. В. Снисарь и др. — Опубл. 08.09.92; Бюл. № 1.
26. Сварка высокопрочных сталей с пределом текучести более 800 МПа без подогрева и термообработки / Ю. Н. Готальский, В. В. Снисарь, Э. Л. Демченко и др. // Автомат. сварка. — 1990. — № 10. — С. 38–40.
27. Снисарь В. В., Демченко Э. Л., Иванченко Э. В. Перспективные технологии сварки высокопрочных сталей без подогрева и термической обработки // Там же. — 2000. — № 11. — С. 35–38.
28. Пути снижения содержания водорода в металле шва типа 03Х12Н8М2ГСТ при дуговой сварке / Э. Л. Демченко, В. В. Снисарь, В. Н. Липодав и др. // Там же. — 1991. — № 10. — С. 23–27.
29. Снисарь В. В., Демченко Э. Л., Гайворонский А. А. Влияние структуры шва на свойства зоны термического влияния сварных соединений стали 30Х2Н2М // Там же. — 1993. — № 9. — С. 43–45.

Considered are the known versions of producing full-strength joints in high-strength quenching steels made by arc welding without preheating and heat treatment. It is shown that the use of austenitic-martensitic consumables hold high promise for welding high-strength steels without preheating and heat treatment, the level of strength of the weld metal being 1150...1200 MPa.

Поступила в редакцию 11.02.2002,
в окончательном варианте 04.12.2002

ИЗГОТОВЛЕНИЕ БОКОВЫХ СТЕН КУЗОВОВ ВАГОНОВ С ОБШИВКОЙ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Г. Г. БАСОВ, канд. техн. наук, А. Н. ТКАЧЕНКО, инж. (ХК «Лугансктепловоз»)

Предложена модульная конструкция боковых стенок вагонов дизель- и электропоездов, специализированное оснащение для изготовления деталей и сварных узлов, повышающие производительность и улучшающие условия труда. Описаны технологические особенности сварки модуля.

Ключевые слова: сварка, сварные узлы, установка, стенд-полуавтомат, детали, основные и вспомогательные материалы, режимы сварки, деформации напряжения

В заготовительно-сварочном производстве, в частности при изготовлении вагонов дизель- и электропоездов, постоянно стоит задача получения более качественных деталей и сварных узлов с наименьшими трудозатратами, а также повышения производительности и улучшения условий труда.

При изготовлении головных, прицепных и моторных вагонов дизель- и электропоездов ЭПЛ-2Т и ЭПЛ-9Т для нижнего ряда обшивки модулей боковых стенок кузовов вагонов (рис. 1) применяют семизиговые листы из хромомарганцевой стали марки 10Х13Г18ДУ размерами 953×10000×1,5 мм, поставляемые ОАО «Запорожсталь». Эта коррозионностойкая сталь является аустенитной экономнолегированной. Ее химический состав следующий, мас. %: 0,08...0,12 C; 0,70 Si; 17,0...18,5 Mn; 13,0...14,0 Cr; 0,3...0,6 Cu; ≤ 2,0 Ni; ≤ 0,30 S; ≤ 0,035 P.

К настоящему времени сталь прошла комплекс испытаний, позволивших рекомендовать ее применение для вагонов пассажирских составов дизель- и электропоездов. Использование этой стали повышает их долговечность, уменьшает массу за счет меньшей толщины деталей, что снижает нагрузку на оси, увеличивая при этом габариты вагонов и соответственно количество перевозимых пассажиров. Сталь характеризуется достаточно высокими прочностными свойствами ($\sigma_b \approx 680$ МПа; $\sigma_{0,2} \approx 350$ МПа) при удовлетворительной пластичности ($\delta > 45\%$).

Для приварки обшивки электрозваклеками к элементам каркаса модулей боковых стенок, а также непосредственно к обносным элементам главной рамы кузова вагона необходимо просверлить в листах для одного вагона 1396 отверстий диаметром 8 мм. Сверление такого количества отверстий увеличивает трудоемкость изготовления листов и соответственно удлиняет цикл изготовления и сборки изделий в целом.

С целью снижения трудоемкости и повышения точности изготовления такого рода деталей на заводе была разработана конструкторская и технологическая документация, а также изготовлена и внедрена в производство

специализированная установка для пробивки отверстий диаметром 8 мм в листах семизиговой и оконной обшивок. Основные базовые узлы специализированной установки для пробивки отверстий приведены на рис. 2.

Лист обшивки 7 после формовки концов зигов на специальных штампах с помощью электромостового крана укладывается на рольганг 8. С помощью гидростанции 2 жидкость по шлангам высокого давления 3 подается в головку-пресс 5. Усилие пробивки отверстия рассчитано по формуле

$$P_{\max} = LS\tau_{cp}k,$$

где L — периметр контура пробивки детали, мм; S — толщина материала, мм; τ_{cp} — предел прочности материала при срезе, Па; k — коэффициент запаса ($k = 1,1...1,3$).

Принимая $L = 25,12$ мм, $S = 1,5$ мм, $k = 1,25$ и $\tau_{cp} = 550$ Па, получаем усилие пробивки $P_{\max} = 26 \cdot 10^3$ Н. Давление, создаваемое в цилиндре гидростанции, определяется по формуле

$$p = \frac{P_{\max}}{(\pi d^2/4)\eta}, \quad (2)$$

где D — диаметр цилиндра, мм (ориентировочно равен 8 мм); η — КПД двигателя, равный 0,8.

При включении гидростанции на цилиндре головки-пресса (рис. 3) закрепленный на ней пулансон пробивает первое отверстие в листах обшивки. Пробивка последующих отверстий с шагом 70 мм осуществляется аналогично после установки головки пресса в уже пробитое ранее отверстие.

Консоль шарнирного типа 4 позволяет выполнить рабочему пробивку всех отверстий на листовой обшивке без соответствующих переналадок и поворотов

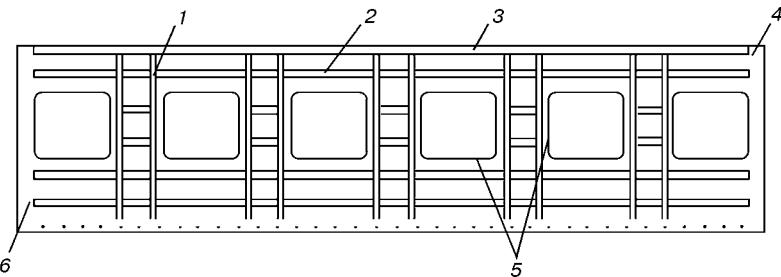


Рис. 1. Схема модуля боковой стенки: 1 — стойка; 2 — балка; 3 — верхняя балка; 4 — верхний ряд обшивки; 5 — оконный ряд обшивки; 6 — нижний ряд обшивки



ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Режимы дуговой сварки тонколистовой стали 10Х13Г18ДУ и 12Х18Н10Т

Тип соединения	Диаметр проволоки, мм	$I_{\text{св}}, \text{А}$	$U_{\text{д}}, \text{В}$	$v_{\text{св}}, \text{м}/\text{ч}$	Вылет проволоки, мм	Расход газа, л/мин
Стыковое без разделки кромок	1,0...1,2	80...90	17...18	35...40	6...8	10...12
Внахлестку	1,0...1,2	80...90	17...18	35...40	6...8	10...12
Тавровое	1,0...1,2	70...90	19...20	35...40	6...8	10...12

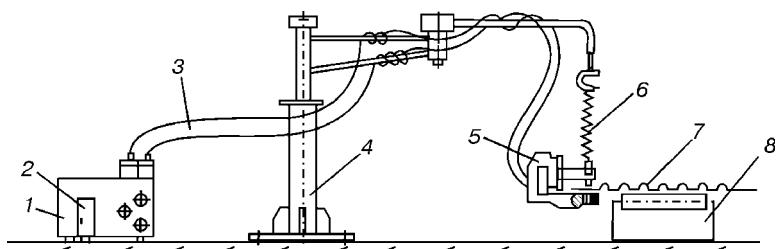


Рис. 2. Схема специализированной установки для пробивки отверстий: 1 — гидростанция; 2 — шкаф электрический; 3 — шланг высокого давления; 4 — консоль поворотная; 5 — головка-пресс; 6 — подвеска пружинная; 7 — лист обшивки; 8 — рольганг

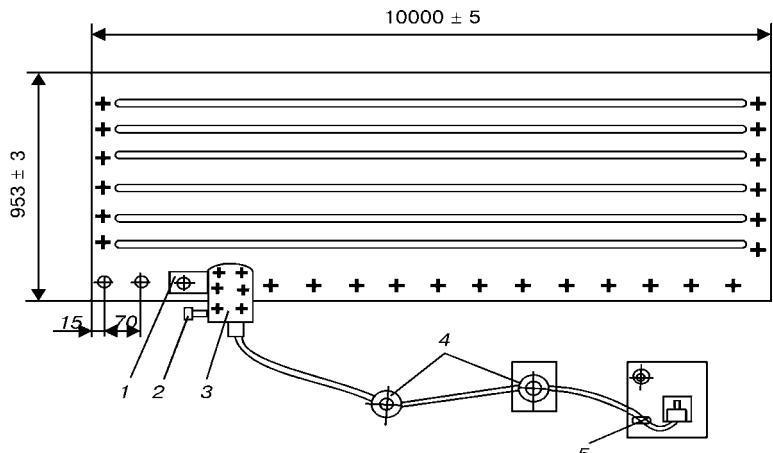


Рис. 3. Схема расположения головки-пресса при пробивке отверстий: 1 — установка; 2 — рукоятка; 3 — головка-пресс; 4 — консоль шарнирного типа; 5 — гидрораспределитель

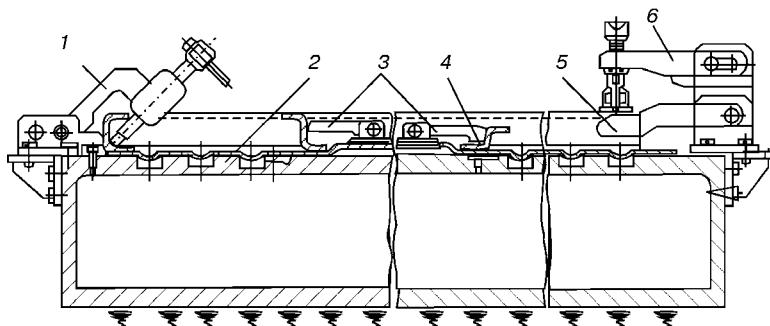


Рис. 4. Схема стенда для сборки и сварки модулей боковых стенок (обозначения см. в тексте)

уложенного на рольганг листа. После этого обшивочные листы и каркасные элементы подаются к рабочему месту сборки и сварки модулей боковых стенок вагонов дизель- и электропоездов на специально созданный для этого сборочно-сварочный стенд (рис. 4). Последний состоит из чугунных плит 2 размерами 1250×3500×200 мм, в которых по всей длине имеются строганые пазы под укладку зигзагообразной обшивки, базовых упоров 3 для фиксации листов и каркасных элементов, а также спе-

циальных прижимов 1, 5, 6. На стенде, в районе сварки поясов обшивки, имеются специальные медные элементы 4, позволяющие обеспечить отвод тепла при проведении сварочных работ и соответственно уменьшить сварочные напряжения и деформации.

Поскольку в конструкции модуля боковой стенки используются разнородные стали (каркасные элементы выполнены из углеродистых низколегированных сталей 09Г2С (ГОСТ 17066-80), а обшивочные листы — из хромомарганцевых (нержавеющих) сталей 10Х13Г18ДУ (ДИ-61У) ТУУ 14-15-315-93 и 12Х18Н10Т), то в технологическом процессе подобраны и применены оптимальные режимы сварки как для однородных сталей (сварка каркасных элементов и отдельно листов обшивки), так и для разнородных (приварка каркасных элементов к обшивочным листам).

Сварка элементов обшивки, а также ее приварка к каркасным элементам производится сварочным полуавтоматом А-547 в аргоне постоянным током обратной полярности, с использованием сварочной проволоки диаметром 1,0...1,2 мм марки Св-08Х20Н9Г7Т. Режимы дуговой сварки стали 10Х13Г18ДУ и 12Х18Н10Т (толщиной 1,5 мм) приведены в таблице.

При сборке и сварке модулей боковых стенок вагонов дизель- и электропоездов не удается в полной мере избежать появления остаточных сварочных деформаций. В ряде случаев они выходят за допустимые пределы, предусмотренные конструкторской документацией, и в некоторых местах достигают более 2 мм на 1 м изделия.

Для снижения уровня сварочных деформаций в изделии применили следующие конструкторско-технологические меры: введение жесткости на листах оконного ряда обшивки; замена стали 10Х13Г18ДУ на сталь 12Х18Н10Т в крайних листах оконной обшивки модуля, что позволило значительно уменьшить накопление внутренних напряжений в деталях после штамповки. Устранение хлопунов, возникающих при проведении сварочных работ, достигалось путем наложения холостых сварочных валиков на поверхность обшивки с последующей их зачисткой и соответствующей правкой листов и изделия в целом.

Таким образом, впервые на предприятии отрасли разработаны и внедрены:

модульная конструкция боковых стен, предназначенная для кузовов вагонов различного назначения с применением в ней тонколистовой обшивки из хромомарганцевой стали и каркасными элементами из углеродистой стали;

технология и оснастка для сборки модулей боковых стен и сварки их из указанных выше сталей.

A modular design of lateral walls of cars of diesel and electric trains, specialized outfit for manufacture of its parts and welded joints, increasing productivity and improving the labour conditions of workers and also decreasing the cycle of product manufacture, is offered.

Полученный опыт применения комбинированных соединений при изготовлении вагонов может быть рекомендован для широкого внедрения на вагоностроительных заводах, что позволит сократить нагрузки боковых стен, уменьшить в 5... 6 раз трудоемкость изготовления листовых деталей для них, улучшить их качество и сократить цикл сборки модулей боковых стен.

Поступила в редакцию 23.01.2003

НОВОСТИ НКМЗ

Поправка к книге рекордов Гиннесса

Модернизировать старое всегда труднее, чем создавать новое. В Верхне-Салдинском металлургическом производственном объединении (Свердловская обл., Россия) введен в эксплуатацию после модернизации занесенный в книгу рекордов Гиннесса гидравлический пресс усилием 75 тыс. тонно-сил. Пресс усилием 75 тыс. изготавливали в 1961 г., поставил в Верхнюю Салду, а теперь провел модернизацию Новокраматорский машиностроительный завод (г. Краматорск, Донецкой обл.).

Специалисты НКМЗ усовершенствовали конструкцию пресса-гиганта, оснастили более мощной гидравликой, современными системами управления, значительно улучшили условия труда обслуживающего персонала. Комплект смонтированного оборудования включает уникальную эмульсионную аппаратуру, маслосистемы, систему автоматизированного управления.

Идеи, заложенные разработчиками в проект модернизации, себя оправдали. На пуске пресса траверса массой 5 тыс. т по управляющей программе выполнила операцию, считающуюся верхом кузнечного искусства, — плавно закрыла спичечный коробок. До модернизации выполнить ее при помощи рычагов могли только специалисты высочайшего класса, обладающие к тому же огромной физической силой. Теперь закрыть спичечный коробок, используя джойстик, может даже хрупкая девушка-оператор.

В результате модернизации количество ступеней усилий штамповки на прессе увеличено с 4 до 13, и сегодня он выполняет более широкий спектр технологических операций, работая в экономичном режиме. Точный выбор усилия штамповки, гораздо меньшего, чем прежде, позволяет рационально расходовать электроэнергию, резко повысить точность изготавливаемых штамповок, получить меньший радиус их деформации. Последнее на 10...20% уменьшает толщину слоя металла, снимаемого впоследствии при ее механической обработке штамповок. В АСУТП пресса применены самые современные и точные датчики, которые позволяют контролировать почти 1000 различных параметров, характеризующих состояние пресса.

Специалисты Верхне-Салдинского металлургического производственного объединения, имеющие более чем сорокалетний опыт эксплуатации пресса, удовлетворены результатами испытаний. Это предприятие — единственный в России и бывшем СССР производитель титана. Более 75 % титана поставляется на экспорт — это примерно четверть мирового рынка титана, объем которого оценивается в 1 млрд дол. США в год. Его поставки обеспечивают потребности «Аэробус», «Боинг», «Ройлс Ройс», «Дженерал электрик» и других ведущих компаний авиастроительной отрасли.

Пресс-служба НКМЗ



ПРИСАДОЧНАЯ ПРОВОЛОКА ДЛЯ СВАРКИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT23 В УЗКИЙ ЗАЗОР

**В. Ю. БЕЛОУС, инж., В. Н. ЗАМКОВ, д-р техн. наук, И. К. ПЕТРИЧЕНКО, инж.,
В. Ф. ТОПОЛЬСКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)**

Проанализирован опыт практического применения сварки в узкий зазор конструкций из титана и титановых сплавов и показаны преимущества этой технологии. Отмечена перспективность магнитных способов управления сварочной дугой.

Ключевые слова: аргонодуговая сварка, сварка в узкий зазор, титановые сплавы, узкошовальная разделка, магнитоуправляемая дуга, механические свойства

Эффективность применения титановых ($\alpha + \beta$)-сплавов в сварных конструкциях прежде всего зависит от того, насколько близки показатели механических свойств и служебных характеристик сварных соединений и основного металла. Поскольку основная часть сварочных работ при изготовлении титановых конструкций проводится способом аргонодуговой сварки вольфрамовым электродом, то соединение элементов толщиной более 3 мм выполняется с разделкой кромок [1], для чего требуется применение присадочной проволоки. Посредством последней при аргонодуговой сварке решают две задачи [2]: технологическую (заполнение разделки кромок и создание полномерного шва) и металлургическую (регулирование химического и фазового составов металла шва).

Свойства металла сварных соединений во многом зависят от правильного выбора присадочной проволоки, что особенно важно при сварке металла большой толщины, когда шов состоит преимущественно из металла присадочной проволоки.

В данной работе рассматривается влияние состава присадочной проволоки на механические свойства сварных соединений сплава BT23, выполненных в узкий зазор вольфрамовым электродом в аргоне магнитоуправляемой дугой [3].

Согласно данным работы [4], для сварки толстолистового сплава BT23 рекомендуется использовать проволоку марки СП15 [5]. Однако более поздние исследования показали [2], что оптимальные результаты при сварке этого сплава обеспечиваются при применении проволоки марки BT203 (табл. 1). Прочность сварных соединений, выполненных с ее использованием (после отжига при

750 °C, 30 мин), и прочность самого сплава практически одинаковы при удовлетворительной ударной вязкости KCU металла шва ($\sigma_b = 1100...1120$ МПа, $a_u = 30...35$ Дж/см²), а долговечность сварных соединений до разрушения (при максимальном напряжении цикла 570 МПа) составляет $(5...6) \cdot 10^4$ циклов.

В работе [2] подчеркивается, что эти результаты получены при сварке пластин толщиной 20 мм, массовых долях в металле шва 70 % основного металла и 30 % металла присадочной проволоки. К сожалению, не указаны ни форма разделки кромок, ни способ сварки. В то же время следует отметить, что такое соотношение количества основного и присадочного металла в шве представляет собой частный случай и может быть получено лишь при вполне определенных разделке кромок, способе и режиме сварки. Следовательно, рекомендации статьи [2] не являются общими для сплава BT23 и требуют уточнения.

Задача состояла в том, чтобы сравнить свойства сварных соединений, выполненных (при прочих равных условиях) с использованием присадочных проволок BT203 и СП15, и выбрать ту, которая обеспечит более высокие показатели характеристик сварных соединений. Чтобы оценить качество швов при разных массовых долях в них присадочного и основного металлов, сваривали образцы сплава BT23 толщиной 8 и 20 мм.

Сварку образцов толщиной 8 мм выполняли без разделки кромок за один проход со сквозным проплавлением пластин вольфрамовым электродом в аргоне [1]. Образцы толщиной 20 мм сваривали в узкий зазор вольфрамовым электродом в аргоне магнитоуправляемой дугой за четыре прохода (табл. 2).

Таблица 1. Химический состав присадочных проволок

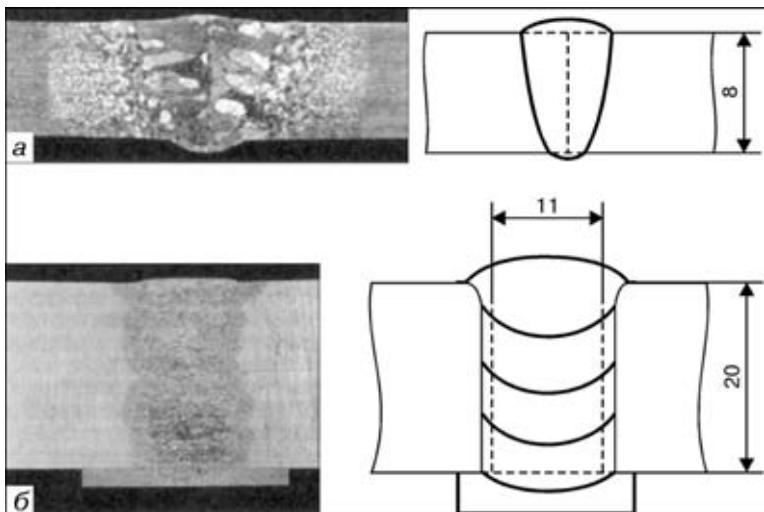
Марка проволоки	Массовая доля элементов, %					Mo _{экв} , мас. %
	Al	Mo	V	Nb	Zr	
BT203	4,5...5,8	0,8...1,5	1,3...3,2	1,7...2,5	2,2...3,5	3,5
СП15	3,5...5,5	2,0...3,5	2,0...3,5	2,5...4,5	1,0...2,0	5,0

Примечание. 1. В обеих проволоках основа — титан. 2. В проволоке BT203 содержится 1...2 % Sn.

Таблица 2. Режимы сварки образцов

Толщина металла, мм	Сварочный ток, А	Напряжение дуги, В	Скорость сварки, м/ч	Скорость подачи проволоки, м/ч
8	390	12,5	15,0	15,0
20	420	11,0	8,0	85,0

Примечания. 1. Диаметр присадочной проволоки составляет 2,5 мм. 2. Магнитная индукция в зоне сварки при сварке образцов толщиной 20 мм равна 9 мТл.



Макроструктуры сварного соединения сплава ВТ23 толщиной металла 8 (а) и 20 мм (б)

Таблица 3. Химический состав металла швов

Толщина металла, мм	Марка проволоки	Массовая доля легирующих элементов, %							
		Al	Mo	V	Nb	Zr	Sn	Cr	Fe
8	ВТ203	5,11	1,89	4,28	0,31	0,43	0,24	0,91	0,37
	СП15	5,02	2,03	4,26	0,67	0,22	—	0,94	0,41
20	ВТ203	5,07	1,20	2,67	1,88	2,55	1,41	0,09	0,06
	СП15	4,43	2,15	2,56	4,07	1,36	—	0,12	0,10

Примечание. Основа — титан.

На рисунке представлены макроструктуры и схемы сварных соединений. Количество присадочной проволоки в металле шва, выполненного со сквозным проплавлением, можно рассчитать исходя из отношения площади усиления к общей площади шва, что составляет примерно 15 %. При сварке в узкий зазор на указанных режимах стенки зазора (по всей их высоте) проплавляются на глубину 0,45 мм, а соотношение присадочного и основного металлов в шве практически не зависит

от толщины свариваемого металла. В наших экспериментах количество присадочного металла в шве должно быть не менее 90 %. Результаты химического анализа металла швов подтвердили эти приближенные оценки (табл. 3).

После сварки одну часть соединений отжигали при температуре 780 °С в течение одного часа, затем охлаждали на воздухе, а другую — после сварки и отжига подвергали упрочняющему двухступенчатому старению [6], после чего определяли их механические свойства (табл. 4).

Согласно полученным результатам, прочностные характеристики сварных соединений на металле толщиной 8 мм не зависят от марки присадочной проволоки. Примерно одинакова и ударная вязкость металла швов, выполненных с присадочными проволоками СП15 и ВТ203. Это связано с тем, что при сварке со сквозным проплавлением без разделки кромок доля присадочного металла в металле шва невелика, а химический состав швов, сваренных с разными присадочными проволоками, отличается незначительно. Уровень свойств сварных соединений в данном случае определяется химическим составом основного металла и режимом термической обработки. Таким образом, если сварка сплава ВТ23 осуществляется за один проход без разделки кромок, то для получения полномерного шва в качестве присадочного металла можно рекомендовать проволоки СП15 и ВТ203, а с учетом выводов работы [4] — и проволоку СП14.

Как отмечалось выше, в сварных соединениях, выполненных в узкий зазор, шов на 90 % состоит из присадочного металла. Поэтому свойства сварных соединений здесь определяются составом проволоки. В состоянии после отжига и упрочняющей термической обработки прочность сварных соединений и ударная вязкость швов были существенно выше в том случае, когда сварку осуществляли с присадочной проволокой СП15. Полученные результаты (табл. 4) подтверждают выводы работы [4] относительно эффективности применения проволоки СП15 для выполнения швов с разделкой кромок на сплаве ВТ23.

Оценку долговечности при повторно-статическом нагружении проводили только для сварных соединений, полученных на металле толщиной 20

Таблица 4. Механические свойства сварных соединений

Толщина металла, мм	Марка проволоки	Термическая обработка	σ_b , МПа	KCV, Дж/см ²	Место разрушения образцов при растяжении
8	ВТ203	Отжиг	1080...1130 1105	17...20 19	По металлу шва и ЗТВ
		Отжиг и старение	1135...1145 1138	14...18 15	По металлу шва
	СП15	Отжиг	1090...1124 1109	21...24 22	По металлу шва и ЗТВ
		Отжиг и старение	1137...1142 1140	19...22 20	»»
20	ВТ203	Отжиг	952...987 974	21...25 22	По металлу шва
		Отжиг и старение	993...1029 1007	19...23 20	»»
	СП15	Отжиг	996...1030 1020	28...32 30	»»
		Отжиг и старение	1070...1100 1090	24...30 27	По металлу шва и ЗТВ

Примечание. В числителе приведен разбег значений, а знаменателе — среднее значение.



ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

мм. Использовали круглые образцы диаметром рабочей части 8,5 мм. Максимальное напряжение цикла составляло 570 МПа. Испытания показали, что сварные соединения, выполненные с присадочной проволокой ВТ203 (независимо от режима термической обработки), выдержали $(44 \dots 53) \cdot 10^3$ циклов до разрушения, а с присадочной проволокой СП15 — $(26 \dots 35) \cdot 10^4$ циклов. Эти результаты свидетельствуют о том, что швы, сваренные с присадочной проволокой СП15, характеризуются более высоким уровнем механических свойств и лучшей работоспособностью в условиях повторно-статических нагрузок.

Таким образом, сварку сплава ВТ23 в узкий зазор вольфрамовым электродом в аргоне магнитоуправляемой дугой следует проводить с присадочной проволокой марки СП15. Ее применение обеспечивает прочность сварных соединений на уровне не менее 90 % прочности самого сплава как

в состоянии после отжига, так и после упрочняющей термической обработки, а также долговечность до разрушения более $2 \cdot 10^5$ циклов.

1. 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.
2. Лукин В. И., Лоскутов В. М., Редицц В. В. Присадочные материалы для сварки конструкционных титановых сплавов // Свароч. пр-во. — 2002. — № 5. — С. 37–41.
3. Paton B. E., Zamkov V. N., Prilutsky V. P. Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium // Welding J. — 1996. — № 5. — P. 37–41.
4. Прочность сварных соединений сплава ВТ23 при повторно-статическом нагружении / В. Ф. Топольский, С. И. Кишкина, Л. А. Стронина и др. // Автомат. сварка. — 1983. — № 7. — С. 42–44.
5. Замков В. Н., Топольский В. Ф., Тяпко И. К. Проволока для сварки титановых ($\alpha + \beta$)-сплавов // Там же. — 1996. — № 7. — С. 51–52.
6. Пути повышения прочности сварных соединений двухфазных титановых сплавов / В. Н. Замков, Н. А. Кущиненко, В. Ф. Топольский и др. // Там же. — 1980. — № 3. — С. 49–52.

Experience of practical application of narrow-gap welding of structures of titanium and titanium alloys has been analyzed, and advantages of this technology are demonstrated. Good prospects for application of magnetic methods of welding arc control are noted.

Поступила в редакцию 04.12.2002

GWA

ПРОБЛЕМЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛУРГИИ И РОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

VIII Международная научно-техническая конференция

октябрь 2003 г.

г. Тбилиси

ОРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Ассоциация сварщиков Грузии
Институт металлургии и материаловедения
им. Ф. Н. Тавадзе АН Грузии
Межгосударственный научный совет по сварке
и родственным технологиям
Грузинский технический университет
Институт электросварки им. Е. О. Патона
НАН Украины
Международная ассоциация «Сварка»
Департамент Грузии по науке и технологиям
Союз научных и инженерных обществ Грузии
Международная нефтяная корпорация Грузии
Инженерная академия Грузии
Государственный военный научно-технический
центр «Дельта»
Балканский союз металлургов



ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

Сварка

Металлургия

Материаловедение

Коррозия и защита металлов

Экология, безопасность человека и природы

Родственные технологии

Справки по тел.: +(955 32) 227511, факс: +(955 32) 221965 Якобашвили С. Б.
тел.: +(955 32) 370267 Бараташвили И. Б.



УД К 621.791.044: 669

ПРЕССОВО-ТЕРМИЧЕСКОЕ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНОЕ СОЕДИНЕНИЕ ТРУБ С ТРУБНЫМИ РЕШЕТКАМИ ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Л. Ю. ДЕМИДЕНКО, Н. А. ОНАЦКАЯ, Е. С. ЮРЧЕНКО, инженеры
(Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, г. Николаев)

По результатам прочностных испытаний и металлографических исследований проведена оценка качества соединений труб с трубными решетками, полученных с помощью прессово-термического электрогидроимпульсного процесса. Показано, что при этом на площади более 50 % всей контактной поверхности в компактных теплообменных аппаратах из высоколегированных сталей образуется металлическая связь.

Ключевые слова: прессово-термическая электрогидроимпульсная сварка, труба, трубная решетка, электрогидроимпульсная запрессовка, прочностные испытания, металлографические исследования, металлическая связь, качество

Развитие и совершенствование теплообменной аппаратуры идет по пути создания теплообменников высокой интенсивности, т. е. с плотной набивкой труб и тонкими межтрубными перемычками. Снижение массогабаритных показателей теплообменных аппаратов достигается уменьшением толщины трубной решетки и диаметра труб. Надежность работы такого оборудования может быть обеспечена использованием при их создании современных высокопрочных и коррозионностойких материалов.

В отечественном энергомашиностроении находят широкое применение высоколегированные стали мартенситного и аустинитного классов, поскольку имеют необходимый комплекс свойств, обеспечивающих высокую работоспособность узлов энергетических установок [1]. Однако достаточно высокие свойства материалов лишь частично решают проблему их надежности.

Как показал опыт, при эксплуатации теплообменных аппаратов, работающих в условиях глубокого термоциклирования, прежде всего выходят из строя соединения труб с трубными решетками [2]. В этих условиях повысить стойкость соединений против разрушения можно путем обеспечения преобладания металлической связи, т. е. сварки по всей контактной поверхности [3].

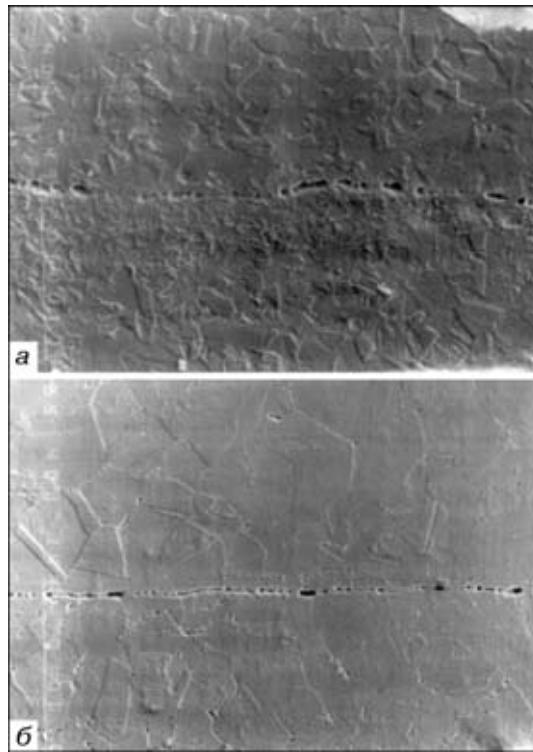
Одним из перспективных способов крепления труб с трубными решетками, позволяющим получить соединение с металлической связью сопрягаемых элементов практически по всей контактной поверхности, является прессово-термическая электрогидроимпульсная (ПТЭГ) сварка [4], сущность которой заключается в определенном сочетании электрогидроимпульсной (ЭГ) запрессовки [5] и термообработки. Оригинальность нового способа сварки труб с трубными решетками состоит в том, что при этом реализуется процесс, подобный процессу диффузионной сварки, но без приложения внешнего давления и защиты от окружающей среды. Последнее, согласно данным физических исследований [6], возможно благодаря образованию прессового соединения, поскольку возникновение сжимающих напряжений между трубой и трубной решеткой препятствует проникновению при нагреве между ними воздуха, т. е. создаются условия, предотвращающие окисление свариваемых поверхностей, аналогичные тем, которые имеют место при автовакуумной сварке [7]. Эффективность метода проверена на целом ряде соединений труб с трубными решетками из низкоуглеродистых, теплоустойчивых и жаропрочных сталей [4, 8].

Цель настоящей работы — исследование возможности получения сварного соединения трубы—трубная решетка на большей части контактной поверхности в компактных теплообменных аппаратах из высоколегированных сталей. Экспериментальные исследования проводили на 19 трубных моделях с натуральными трубами (10×1) и (8×0,8) мм, толщина трубных

решеток составляла соответственно 35 и 25 мм (разбивка отверстий в трубной решетке треугольная с шагом соответственно $13,0 \pm 0,1$ и $10,6 \pm 0,1$ мм). Трубы изготовлены из сталей 08X18H10T и 03X21H32M3B, трубные решетки — из сталей 12X18H10T и 08X16H11M3.

ПТЭГ сварку этих моделей проводили на режимах, предварительно отработанных на соответствующих однотрубных образцах [9]. В частности, ЭГ запрессовку осуществляли способом, обеспечивающим в соединении максимально возможное остаточное давление [5], термообработку моделей проводили в камерной электропечи сопротивления при температуре 950 °C.

Качество полученных соединений оценивали по результатам прочностных испытаний и данным металлографических исследований темплетов. Критерии качества — удельное усилие среза τ_c , методика определения которого представлена в работе [9], и показатель плотности Y , характеризующий (в %) относительную протяженность границы в поперечном сечении толщиной не более 1 мкм. Измерения последней проводили в 100 точках, примерно равномерно расположенных по длине окружности, с помощью рентгеновского микроанализатора JCXA-133 при 1000-кратном увеличении с использованием микронной ли-



Микроструктура зоны соединения трубы—трубная решетка ($\times 400$): *a* — модель с трубой (10×1); *b* — модель с трубой (8×0,8) мм



Результаты испытаний сварных соединений на срез в многотрубных моделях

№ соединения	Напряжение среза τ_c , МПа							
	Модель с трубой (10×1) мм				Модель с трубой (8×0,8) мм			
	темплет 1	темплет 2	темплет 3	среднее значение	темплет 1	темплет 2	среднее значение	
1	56	90	130	92	80	110	95	
2	115	195	125	145	112	132	122	
3	72	170	175	139	78	96	87	
4	87	221	241	183	88	100	94	
5	77	135	115	106	69	93	81	
6	33	100	71	68	47	91	69	
7	100	133	205	146	119	121	120	
8	109	189	248	182	108	130	119	
9	85	174	209	156	95	133	114	
10	144	246	209	200	96	124	110	
11	54	100	190	115	51	87	69	
12	186	202	206	198	69	129	99	
13	70	90	143	101	50	94	72	
14	194	210	230	211	81	133	107	
15	35	151	148	78	53	105	79	
16	167	225	198	197	97	135	116	
17	142	194	204	180	120	134	127	
18	75	183	133	147	45	55	50	
19	70	116	135	107	128	134	131	

Примечание. Толщина темплетов 1–3 составляла 5 мм; их вырезку от внешнего торца трубной решетки проводили на удалении соответственно 5, 15, 25 мм.

нейки с ценой деления 0,5 мкм. Таким исследованиям в каждой модели подвергали все 19 соединений в плоскости, перпендикулярной к продольной оси модели, в срединной (по толщине трубной решетки) их части после соответствующей механической разрезки моделей. Согласно полученным результатам показатель плотности для соединений с трубой (8×0,8) мм составляет $Y = (56,7 \pm 5,8)\%$, а для соединений с трубой (10×1) мм граница оказалась более плотной: протяженность границы ширины менее 1 мкм составила $(72,3 \pm 12,4)\%$. Однако отмечались и незначительные участки с зазором 2...4 мкм. На рисунке приведены характерные микроструктуры сварных соединений для исследуемых сочетаний материалов. Видно, что в зоне сварного соединения образуются обширные зерна, внутри которых остается цепочка дефектов, ориентированных по первоначальной линии контактирования. Согласно [10] при повышении температуры термообработки до оптимального значения благодаря активации диффузионных процессов эти дефекты в значительной степени могут устраниться.

Результаты механических испытаний представлены в таблице. Анализ полученных результатов показал, что во всех соединениях обеих моделей на границе раздела труба–трубная решетка образовались металлические связи с прочностью на срез в среднем $\tau_c = (144,8 \pm 37,2)$ МПа – для соединений с трубой (10×1) мм и $\tau_c = (97,9 \pm 19,5)$ МПа – для соединений с трубой (8×0,8) мм. Удельная прочность τ_c большинства соединений в серединной части (темперы 2, 3) достаточно высока

($\tau_c \geq 100$ МПа). В краевой зоне (темперы 1) отмечаются существенно меньшие значения напряжения среза и большая нестабильность данных. Это, очевидно, обусловлено неравномерностью раздачи трубы по длине трубной решетки, т. е. за счет торцевых потерь энергии раздача трубы на периферийных участках меньше, что приводит к снижению остаточного давления и как следствие к уменьшению τ_c .

На основе анализа всех представленных результатов можно отметить, что после ПТЭГ сварки в обеих многотрубных моделях образуются соединения трубы с трубной решеткой с преобладанием металлической связи на плоскости, не менее половины плоскости контактной поверхности. При этом невысокие температура и давление не изменяют свойства соединяемых элементов, что особенно важно для практики. Наличие же металлической связи между трубой и трубной решеткой обеспечивает высокую релаксационную стойкость соединения в процессе всего периода эксплуатации, снижение термического сопротивления перехода труба–отверстие трубной решетки, что в свою очередь резко снижает уровень термических напряжений в плоскости соединения. Это свидетельствует о достаточно больших технологических возможностях данного вида сварки труб с трубными решетками и соответственно его перспективности применительно к изготовлению компактных теплообменных аппаратов высокой интенсивности, используемых в судостроении.

Немаловажным преимуществом нового способа сварки является то, что при его промышленном применении не требуется дополнительных цехов, данный технологический процесс можно использовать в уже работающих производственных линиях при изготовлении ответственного теплообменного оборудования.

Таким образом, ПТЭГ сварка позволяет получить сварное соединение труба–трубная решетка практически по всей контактной поверхности в компактных теплообменных аппаратах из высоколегированных сталей. При этом многократно повышаются надежность и долговечность соединений труб с трубными решетками и оборудования в целом.

1. Аполчина Н. М. Металл в современных энергоустановках. – М.: Энергия, 1986. – 52 с.
2. Промыслов Л. А. Отказы и работоспособность судовых теплообменников. – Л.: Судостроение, 1974. – 141 с.
3. Влияние вида сварных соединений труб с трубными досками на их стойкость против разрушения при термоциклировании // Г. М. Лесков, Н. Ф. Самусев, Ю. И. Котиков и др. // Автомат. сварка. – 1990. – № 4. – С. 21–23.
4. Мазуровский Б. Я., Опара В. С., Демиденко Л. Ю. Причины разрушения и пути повышения надежности коллекторов парогенераторов АЭС // Тяж. машиностроение. – 1994. – № 8. – С. 7–9.
5. Мазуровский Б. Я. Электрогидроимпульсная запрессовка труб в трубных решетках теплообменных аппаратов. – Киев: Наук. думка, 1980. – 172 с.
6. Демиденко Л. Ю., Опара В. С., Онацкая Н. А. Особенности взаимодействия контактных поверхностей при прессовотермической электрогидроимпульсной сварке // Тяж. машиностроение. – 2000. – № 7. – С. 37–38.
7. Финкельштейн М. Л. Диффузионная сварка в жидкких средах. – М.: Металлургия, 1978. – 64 с.
8. Опара В. С., Демиденко Л. Ю. Прессовотермическая сварка – радикальный путь повышения надежности теплообменных аппаратов // Тяж. машиностроение. – 1996. – № 10. – С. 23–26.
9. Демиденко Л. Ю., Юрченко Е. С. Возможности прессовотермической электрогидроимпульсной сварки труб с трубными решетками // Там же. – 1992. – № 1. – С. 32–33.
10. Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка материалов. – М.: Машиностроение, 1976. – 359 с.

The quality of tube-to tube sheet joints produced using a press-thermal electrohydropulsed process is estimated from the results of strength tests and metallographic examinations. It is shown that a metallic bond is formed at the area of more than 50 % of total contact surface in compact heat exchangers made from high-alloyed steels.

Поступила в редакцию 18.10.2002



УДК 621.791.94.(204.1)

ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ ПРИ ПОДВОДНОЙ МОКРОЙ СВАРКЕ НА СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

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

Рассмотрено влияние глубины погружения и температуры испытаний на ударную вязкость участков сварного соединения стали 17Г1С.

Ключевые слова: мокрая дуговая сварка, металл, ударная вязкость, прочность, хрупкость, ЗТВ, гидростатическое давление, порошковая проволока

Мокрую подводную сварку выполняют непосредственно в воде. При этом электрод, дуга и изделие не защищены от влияния окружающей среды, что оказывается как на характере протекания металургических процессов, так и на формировании структуры металла сварных соединений.

Одной из наиболее важных проблем мокрой дуговой сварки является закаливающий эффект воды, что приводит к охрупчиванию металла шва и ЗТВ, и как следствие — к значительному снижению пластичности металла в указанных зонах. Скорость охлаждения при подводной сварке в среднем в три раза выше, чем на воздухе [1]. Кроме того, существенными факторами, оказывающими наибольшее влияние на скорость охлаждения сварных соединений, являются гидростатическое давление и погонная энергия сварки [2].

Данные работы [3] свидетельствуют о наличии затруднений при попытке легировать сварные швы с целью существенного повышения показателей их прочностных характеристик в процессе сварки непосредственно в воде, что обусловлено значи-

тельныйным выгоранием легирующих элементов, возрастающим по мере увеличения глубины погружения.

В ИЭС им. Е. О. Патона удалось оптимизировать состав шлако- и газообразующих составляющих порошковой проволоки, что позволило обеспечить удовлетворительные сварочно-технологические свойства при сварке на глубине 20...100 м и по показателям прочностных характеристик металла шва достичь уровня основного металла стали типа 17Г1С.

С учетом информации о недостаточно высоком уровне ударной вязкости металла сварных соединений, выполненных под водой [3], изучали влияние глубины погружения при мокрой сварке на ударную вязкость металла различных участков сварных соединений.

Исследования проводили в гидробарокамере типа ГК-80 при внутреннем давлении 0,2; 0,5 и 1,0 МПа, что соответствовало 20, 50 и 100 м глубины в водной среде. Сварные швы выполняли в канавки U-образной формы глубиной 5 мм на пластинах из стали 17Г1С толщиной 14 мм порошковой проволокой диаметром 1,6 мм с шихтой системы $TiO_2-SiO_2-Fe_2O_3-FeO-MnO_2$ на следующих режимах: $I_{cb} = 180\ldots 200$ А; $U_d = 29\ldots 32$ В; $v_{cb} = 18$ см/с. Погонная энергия сварки составляла 32...33 кДж/см.

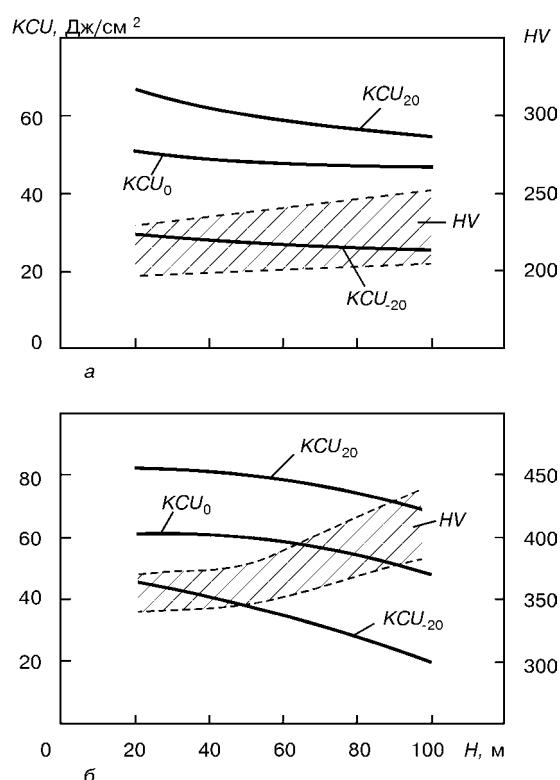


Рис. 1. Влияние глубины погружения при подводной мокрой дуговой сварке на показатели ударной вязкости металла шва (а) и участка крупного зерна (б); H — глубина погружения

© В. С. Бут, С. Ю. Максимов, 2003

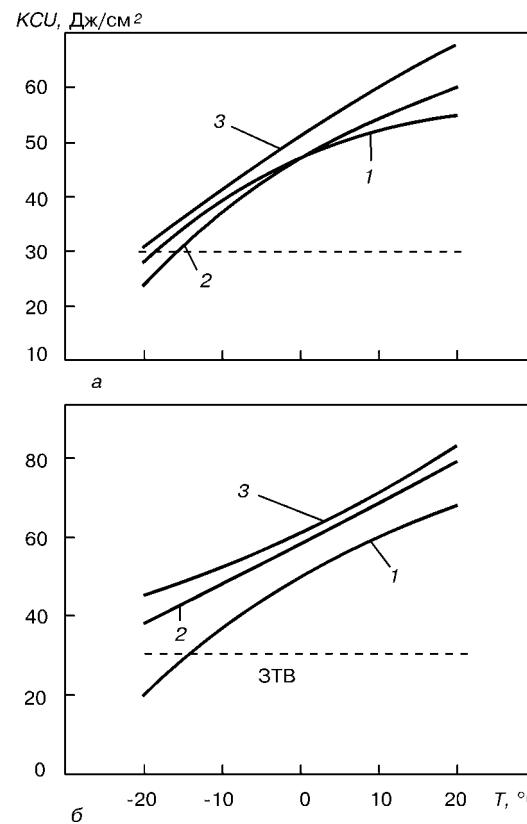


Рис. 2. Характер изменения ударной вязкости в зависимости от температуры испытаний металла шва (а) и ЗТВ (б) при сварке на разных глубинах: 1 — 100; 2 — 50; 3 — 20 м



На вырезанных из пластин с наплавками темплетах после шлифовки и соответствующего травления контуров швов выполняли разметку линий нанесения надрезов таким образом, чтобы вершина надреза размещалась в исследуемой зоне, т. е. в шве или на участке крупного зерна ЗТВ (ГОСТ 13585). Затем из темплетов изготавливали образцы для испытаний на ударный изгиб типа Менаже (ГОСТ 6996, тип VIII). Для оценки сопротивляемости металла ЗТВ хрупкому разрушению при одной и той же температуре изготавливали по 6...7 образцов с учетом сложности нанесения надреза механическим способом в указанной зоне. По результатам испытаний выбирали наименьшие значения ударной вязкости металла ЗТВ при конкретной температуре. Наиболее хрупкий металл в сварном соединении расположен на участке крупного зерна. Характер же разрушения образца при ударном нагружении определяется свойствами металла, находящегося у вершины надреза [4].

Графическая интерпретация полученных результатов, а также зоны распределения максимальной твердости в исследуемых участках сварных соединений, определенные на приборе Виккерса при нагрузке 50 Н (ГОСТ 2999), показаны рис. 1 и 2.

Очевидно, что ударная вязкость металла шва незначительно изменяется в зависимости от глубины, на которой осуществляется сварка, и при испытаниях образцов при комнатной температуре имеет неплохие значения (как для подводной мокрой дуговой сварки). Однако при отрицательной температуре ее показатели не отвечают нормативным требованиям гарантированного сопротивления хрупкому разрушению (меньше 30 Дж/см²). Для металла ЗТВ более заметно охрупчивание в зависимости от глубины

погружения, особенно при испытании образцов при -20°C . Факт охрупчивания металла ЗТВ подтверждается результатами измерения твердости, которая в указанной зоне может достигать HV 430.

На рис. 2 показан характер изменения сопротивляемости хрупкому разрушению в зависимости от температуры испытаний как металла шва, так и металла ЗТВ. Из рисунка следует, что требуемая ударная вязкость металла на указанных участках сварных соединений, выполненных мокрой дуговой сваркой порошковой проволокой на глубинах 20...100 м, обеспечивается при температурах эксплуатации конструкций, превышающих -10°C . А это удовлетворяет требованиям строительства подводных трубопроводов и позволяет расширить область применения подводных ремонтных технологий мокрым способом.

1. Грекий Ю. Я., Максимов С. Ю. Структура и свойства соединений низколегированных сталей при подводной мокрой сварке покрытыми электродами // Автомат. сварка. — 1995. — № 5. — С. 7–11.
2. Грекий Ю. Я., Максимов С. Ю. Металлургические особенности подводной мокрой сварки покрытыми электродами // Там же. — 1994. — № 12. — С. 10–14.
3. Properties of wet welded joints / P. Szelagowski, H. Stugff, P. Loebel et al. // 21st Annual OTC. (Houston, May 1–4, 1989). — Houston, 1989. — Р. 5–13.
4. Иващенко Г. А., Новикова Д. П. Структурная и механическая неоднородность ЗТВ и ударная прочность сварных соединений конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 1988. — № 12. — С. 5–9, 15.

The effect of dipping depth and test temperature on impact strength value of 17G1S steel welded joint regions is considered.

Поступила в редакцию 03.10.2002,
в окончательном варианте 13.11.2002

РАЗРАБОТАНО В ИЭС

МНОГОЦЕЛЕВОЙ ИСТОЧНИК ПИТАНИЯ ДЛЯ ДУГОВЫХ СПОСОБОВ СВАРКИ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ

Дуговые способы сварки и наплавки плавящимся электродом в машиностроительных отраслях промышленности являются ведущими среди всех известных способов как по объему и стоимости продукции, так и по количеству занятых рабочих и действующих установок. Широкая номенклатура свариваемых материалов, высокие требования к качеству сварочных и наплавочных работ вызывают необходимость в применении различных способов дуговой сварки и наплавки.

Разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона многоцелевой источник питания пригоден при осуществлении всех известных

способов автоматической, механизированной, ручной электродуговой сварки и наплавки плавящимся электродом изделий из различных материалов с высоким качеством. Перечень способов электродуговой сварки и наплавки, для которых предназначается разработанный многоцелевой источник питания, видов свариваемых материалов и обеспечиваемых им преимуществ по сравнению с известными источниками приведен в таблице.

Способ дуговой сварки	Свариваемые материалы	Преимущества по сравнению с известными источниками
Механизированная и автоматическая в CO ₂ постоянным током	Стали	Сокращение потерь на разбрзгивание электродного металла на 40...50%, уменьшение забрызгивания изделий, повышение производительности и снижение стоимости работ за счет уменьшения затрат на зачистку изделий от брызг и расхода сварочной проволоки
Механизированная и автоматическая в CO ₂ модулированным током	»»	Управление размерами, формой и внешним видом швов, улучшение механических свойств металла шва, околосварной зоны и служебных характеристик сварных соединений
Механизированная и автоматическая сварка в смесях газов Ar + CO ₂ , Ar + CO ₂ + O ₂ , Ar + O ₂ , Ar + N ₂ постоянным и модулированным током	»»	Расширение диапазона сварочных токов со стабильным устойчивым процессом без разбрзгивания металла, уменьшение требований к точности сборки; сварка по увеличенным зазорам и превышением кромок, улучшение товарного вида и служебных характеристик сварных соединений



Продолжение таблицы

Способ дуговой сварки	Свариваемые материалы	Преимущества по сравнению с известными источниками
Механизированная автоматическая наплавка порошковой проволокой без защиты зоны дуги постоянным, модулированным током	»»	Обеспечение возможности наплавки изношенных деталей как большой, так и малой толщины, повышение твердости и износостойкости наплавленного металла
Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом (ИДСПЭ) в инертных газах, смесях инертных и активных газов	Сплавы на основе алюминия, меди, титана, стали обычные и высококачественные	Обеспечение высокого качества сварных соединений на ответственных изделиях из различных материалов в широком диапазоне свариваемых толщин, сварка в различных пространственных положениях
ИДСПЭ и наплавка с частотно-, широтно- и амплитудно-импульсной модуляцией параметров режима сварочного процесса	Сплавы на основе меди (бронзы, латуни), алюминия, титана, стали обычные и высококачественные	Аналогов нет. Уменьшение требований к качеству подготовки свариваемых кромок. Обеспечение сварки по увеличенным зазорам. Уменьшение количества дефектов в сварных швах, повышение показателей их служебных характеристик. Улучшение товарного вида сварных соединений
Ручная электродуговая сварка штучными обмазанными электродами всех диаметров постоянным током	Стали	Расширение на 20...30 % диапазона сварочных токов с устойчивым стабильным качественным процессом, исключение стартовой гористости швов
Ручная электродуговая сварка модулированным током	»»	Значительное облегчение сварки вертикальных швов. Улучшение механических свойств металла шва, околовшовной зоны и служебных характеристик соединений

Основные технические характеристики разработанного многоцелевого источника питания

Напряжение 3-фазное питающей сети, В	380 ⁺¹⁹ ₋₃₈
Напряжение холостого хода выпрямленное, В	90±5
Ток первичный холостого хода, А	< 8
Пределы плавного регулирования сварочного тока, А	40...500
Пределы плавного регулирования рабочего напряжения, В	16...60
Амплитуда импульсов тока, плавно, А	до 800
Длительность импульсов тока, плавно, с	(1...5)·10 ⁻³
Частота плавного следования импульсов тока, Гц	30...300
Пределы плавного регулирования длительности модулированного тока, с	0,01...1,0
Пределы плавного регулирования частоты модуляции, Гц	0,5...30,0
Режим работы (ПН) при десятиминутном цикле и номинальном сварочном токе 500 А, %	60
Режим работы (ПН) при десятиминутном цикле и номинальном сварочном токе 315 А, %	100
Габаритные размеры, мм:	
длина	650
ширина	620
высота	1600
Масса, кг	570

Использование одного универсального многоцелевого источника питания при осуществлении многих способов дуговой

сварки и наплавки позволяет, кроме указанных в таблице преимуществ, добиться резкого уменьшения затрат на приобретение гаммы источников питания, экономии электроэнергии, снижения затрат рабочего времени на монтаж и переналадку, эффективного и экономичного использования рабочих площадей, что особенно важно в условиях судостроения и судоремонта.

По комплексу сварочно-технологических возможностей, параметров и преимуществ (см. таблицу) подобных многоцелевых источников питания для выполнения сварочных, наплавочных, ремонтных и восстановительных работ из различных материалов в Украине, странах СНГ и за рубежом не имеется.

За дополнительной информацией просьба обращаться по тел.: (044) 227-44-78, 261-52-31. П. П. Шейко, В. М. Павшук, В. Е. Пузаненко, А. М. Жерносеков.

УДК 621.79(088.8)

ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА*

Устройство для подачи сварочной проволоки, включающее корпус, эластичный элемент, образующий со стенками корпуса пневматическую камеру с впускным отверстием для подачи газа и выпускным клапаном, механизм подачи сварочной проволоки, связанный с эластичным элементом и с направляющим штоком, расположенным соосно с эластичным элементом. Приведены отличительные признаки. Патент Украины 49536A. Н. С. Бубновский, А. П. Кривошея [9].

Шихта порошковой проволоки для механизированной сварки в углекислом газе, отличающаяся тем, что дополнительно содержит титанат калия и комплексную лигатуру титан–силициум–алюминий–железо при следующем соотношении компонентов, мас. %: 40...71 диоксида титана; 7...12 диоксида кремния; 2...4

оксида натрия; 0,5...1 оксида калия; 0,5...2 фторида кальция; 4...10 ферросилиция; 5...12 титаната калия; 8...17 лигатур–титан–силициум–алюминий–железо. Патент Украины 49651A. А. Н. Алимов, А. М. Микитенко, А. А. Санькович [9].

Способ выполнения сварочного соединения и транспортно-складской контейнер для кассет с использованным ядерным топливом, изготовленный этим способом, предполагающий соединение по меньшей мере трех деталей с многократным стыком, причем детали соединяют на разделительном стыке сварным швом. Приведены отличительные признаки способа. Патент Украины 48943. Х.-Ю. Канцлер, Х. Хаммер, Р. Лауг, В. Ботцем (ГНБ Гезельшафт фюр Нуклеар-Бехультер Мбх, Германия) [9].

Способ нанесения антифрикционных покрытий, отличающийся тем, что процесс осуществляют в сменном электромагнитном

*Приведены сведения о патентах, опубликованных в бюллетенях Украины «Промислова власність» за 2002 г. (в квадратных скобках указан номер бюллетеня).



поле. Патент Украины 49090. М. И. Черновол, В. А. Павлюк-Мороз, К. И. Соколенко [9].

Способ кислородно-флюсовой резки, отличающийся тем, что подачу порошкообразного флюса в зону резки осуществляют горючим газом. Патент Украины 50454A. В. А. Сергиенко (Завод автогенного оборудования «Донмет») [10].

Способ дуговой сварки неплавящимся электродом с использованием внешних комбинированных управляющих магнитных полей и устройство для его реализации, отличающийся тем, что время сварки шва разделяют на периоды, которые чередуются; на протяжении одного из них с помощью электромагнитной системы в зоне сварки создают реверсивное аксиальное магнитное поле для управления процессами кристаллизации металла шва, а на протяжении другого – однополярное радиальное магнитное поле для управления процессами формирования шва, при этом время действия, величину и направление аксиального и радиального магнитных полей регулируют независимо один от другого. Патент Украины 50430A. А. А. Титов, А. В. Малышев, Р. Н. Рыжков (НТУУ «Киевский политехнический институт») [10].

Способстыковой сварки проволок, отличающийся тем, что в качестве материала для трубки-изолятора используют полимерный материал, имеющий относительное удлинение не меньше 100 % и температуру плавления не выше 150 °C, причем освобождение трубки-изолятора достигают пропусканием по соединенным проволокам вторичного импульса электрического тока, имеющего меньшее значение, но большую продолжительность, чем сварочный. Патент Украины 50024A. Д. М. Калеко [10].

Устройство для искровой обработки содержит источники постоянного напряжения, обмотку и электрод вибратора, контактную пластину с обрабатываемым изделием, первый и второй емкостные накопители, первый и второй ключи, ожидаемый мультивибратор, ключи управления вибратором. Приведены отличительные признаки устройства. Патент Украины 50553A. А. Г. Косенко, С. Б. Рыбалько, С. В. Ковалевский, В. Е. Цыганаш (Донбасская государственная машиностроительная академия) [10].

Двухслойная жгутовая самозащитная порошковая проволока для сварки и наплавки, отличающаяся тем, что жгут исполнен накручиванием пяти–девяти полуготовых выходных внешних порошковых проволок под углом 60...70° относительно оси центральной проволоки, диаметр которой пропорционально зависит от диаметра и количества внешних проволок, которые имеют вид усеченного сектора, в результате чего двухслойная жгутовая самозащитная порошковая проволока приобретает круглое поперечное сечение. Патент Украины 50056A. В. М. Карпенко, А. П. Шрамко, С. Г. Плис (То же) [10].

Жгутовая порошковая проволока для сварки и наплавки, отличающаяся тем, что составляющие проволоки расположены под углом 20...30° относительно оси и имеют вид секторов, между которыми дополнительно может располагаться шихта, идентичная шихте порошковых проволок или другой, а сечение жгута имеет вид круга. Патент Украины 50057A. В. М. Карпенко, С. Г. Плис, А. П. Шрамко (То же) [10].

Способ производства биметаллических втулок «сталь–бронза», отличающийся тем, что сборку заготовок выполняют с механическим натягом и дополнительным дорнованием, а термическую обработку выполняют в слабоокислительной среде до образования диффузионной зоны в стали шириной 20...50 мкм. Патент Украины 50062A. А. Г. Каспарьянц, С. М. Седиков, В. И. Алимов [11].

Устройство для резки листового металла включает стол с ребрами, образующими отсеки, которые соединены с помощью заслонок воздухоприемника с воздухопроводом, и подвижно расположенную над столом газорезательную машину с кулачком для взаимодействия с заслонками воздухоприемника. При-

веденены отличительные признаки. Патент Украины 50806. В. Я. Пашинин, В. А. Созонова (ОАО «Главный специализированный конструкторско-технологический институт») [11].

Способ механизированной дуговой сварки, отличающейся тем, что сварочный инструмент удерживают и направляют непосредственно рукой сварщика, которую размещают на устройстве для перемещения сварочного инструмента. Патент Украины 50870. Г. И. Лашенко, В. Г. Фартушный (ОАО «Украинский конструкторско-технологический институт сварочного производства») [11].

Способ восстановления деталей, отличающейся тем, что после наплавки детали подвергают двухэтапной термической обработке с использованием на первом этапе 2...4 циклов нагрева до температуры 600...650 °C и на другом этапе – 2...4 циклов нагрева до температуры 800...850 °C, при этом охлаждение в пределах первого цикла выполняют на воздухе, а другого – в масле. Патент Украины 50855. Ю. Н. Коровайченко, Н. В. Goncharenko, M. O. Oхремчук (Кировоградский ГТУ) [11].

Состав электродного покрытия, отличающейся тем, что он дополнительно содержит чугун, древесную муку, компонент, содержащий диоксид кремния, выбранный из группы: кварцевый песок, цеолит, оgneупорную глину, компонент, выбранный из группы: известь, мергель при следующем соотношении компонентов, мас. %: 31...53 ильменитового концентрат; 10...15 компонента из группы: известь, мергель; 15...18 ферромарганца; 7...12 чугуна; 8...10 талька; 1,5...5 компонента, содержащего диоксид кремния, выбранный из группы: кварцевый песок, цеолит; 4...6 огнестойкой глины; 1,5...3 древесной муки. Патент Украины 50758. Н. Г. Ефименко, Н. А. Калин [11].

Способ нанесения припоя для пайки или сварко-пайки деталей металлических конструкций, отличающейся тем, что припой наносят в составе порошкообразной смеси припоя, флюса и по необходимости связывающего вещества, при этом предварительный нагрев осуществляют до температуры, которая выше температуры плавления в то же время ниже температуры выгорания наиболее легкоплавкого компонента порошкообразной смеси. Приведены и другие отличительные признаки способа. Патент Украины 51662. А. С. Письменный, А. С. Прокофьев, М. Е. Шинлов и др. (ИЭС им. Е. О. Патона [12].

Способ образования неразъемного Т-образного соединения труб и трубчатых элементов ограниченной длины в виде тройников с помощью пайки и сварко-пайки, отличающейся тем, что размещают припой и флюс в соединительном зазоре или на поверхности трубы меньшего диаметра, подлежащей соединению, выполняют нагрев зоны соединения от индукционной или другой нагревательной установки до температуры плавления припоя и флюса, прикладывают усилие осаждения к трубе меньшего диаметра до получения заданной пластической деформации стенок трубы меньшего диаметра. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 51677. А. С. Письменный, А. С. Прокофьев, А. А. Письменный и др. (То же) [12].

Установка для нанесения покрытий на внутреннюю поверхность трубы, отличающаяся тем, что концы коаксиальных катодов срезаны под острым углом и соединены частицами своих выступающих краев, кроме того, анод выполнен в виде стержня, а к катодам через детонационные пушки подключены дополнительные пушки, соединенные с системой подачи компонентов горючей смеси и системой электрического поджига. Патент Украины 51931A. Ю. Н. Тюрип, А. Д. Погребняк (Сумской институт модификации поверхности) [12].

Стержень электрода для электродуговой сварки, отличающейся тем, что на его торцевых поверхностях выполнены элементы механического замка, обеспечивающие последовательное соединение стержней между собой. Патент Украины 52515A. В. П. Колотий [12].



ПО ЗАРУБЕЖНЫМ ЖУРНАЛАМ*

Welding in the World

(Англия), 2001. — Vol. 45,
№ 9/10 (англ. яз.)

Satonaka S. et al. Док. МИС 1494-00 (ранее док. III-1153-00). Предел прочности на сдвиг при растяжении точечных сварных соединений, с. 3–8.

Yamazaki M. et al. Док. МИС 1535-00 (ранее док. IV-741-99). Свойства разрушения при ползучести соединений из нержавеющей стали, выполненных электронно-лучевой сваркой, с. 9–13.

Jarmai K. et al. Док. МИС 1539-01 (ранее док. XV-1085-01). Расчет минимальной себестоимости сварных трубчатых рам для специального грузового автомобиля, с. 14–18.

Farkas J. et al. Док. МИС 1540-01 (ранее док. XV-1086-01). Расчет минимальной себестоимости пола грузовика, сваренного из профильного алюминиевого сплава, с. 19–22.

Yushchenko K. A., Bondarev A. A., Starushchenko T. M. Док. МИС 1523-00 (ранее док. SC-AIR-02-00). Технология электронно-лучевой сварки стальных рабочих колес центробежного компрессора, с. 23–25.

Ishchenko A. Yu., Labur T. M., Lozovskaya A. V. Док. МИС 1525-00 (ранее док. SC-AIR-08-00). Можно ли использовать алюминиево-литиевые сплавы в сварных конструкциях криогенной техники, с. 26–29.

Labur T. M. Док. МИС 1526-00 (ранее док. SC-AIR-09-00). Влияние низкотемпературных условий на свойства сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов, с. 30–32.

(Англия), 2001. — Vol. 45,
№ 11/12 (англ. яз.)

Jesus A. M. P. et al. Док. МИС 1509-00 (ранее док. XIII-1801-99). Разработка компьютерной программы для прогнозирования усталостной долговечности и конструкционных компонентов, с. 3–6.

Док. МИС 1554-01 (ранее док. VIII-1920-01). Исследование зрения у французских сварщиков, с. 8.

Blasiis D. de et al. Док. МИС 1544-01 (ранее док. V-1201-01). Электрооптические датчики, встроенные в автоматизированный пост для дуговой сварки для управления процессом с помощью контроллера с нечеткой логикой, с. 9–17.

Feng Z. et al. Док. МИС 1461-99 (ранее док. III-1132-99). Моделирование швов, выполненных контактной точечной сваркой, — процесс и рабочие характеристики, с. 18–24.

Hart P. et al. Док. МИС 1527 (ранее док. SU-UW-187-00). Влияние давления на электрические характеристики и геометрию сварного валика при сварке МИГ с высоким давлением, с. 25–33.

WELDING Journal

(США), 2002. — Vol. 81,
№ 7 (англ. яз.)

Johnsen R., Cullison A. Мультимедийные источники информации в области сварки, с. 26–30.

Cullison A. Обеспечение рентабельности небольшого производства по отдельным заказам, с. 38–40.

Canell G. R., Daugherty W. L., Stokes M. W. Сварные швы, выполненные на контейнерах для хранения материалов, содержащих плутоний, с. 42–46.

Rissone N. M. R. de, Farias J. P., Souza I. de, Surian E. S. Рутиловые электроды марки ANSI/AWS A5.1-91 E6013 — влияние кальциита, с. 113–124.

Murray P. E. Выбор параметров для сварки МИГ с помощью размерного анализа, с. 125–131.

* Раздел подготовлен сотрудниками научной библиографии ИЭС им. Е. О. Патона. Более полно библиография представлена в Сигнальной информации (СИ) «Сварка и родственные технологии», издаваемой в ИЭС и распространяемой по заявкам (заказ по тел. (044) 227-07-77, НТБ ИЭС).

Wang W., Liu S. Контроль легирования и микроструктуры при разработке электродов для сварки МИГ высокопрочных высоколегированных сталей HSLA-100, с. 132–145.

2.3. МАТЕРИАЛЫ МЕЖДУНАРОДНОГО ИНСТИТУТА СВАРКИ

КОМИССИЯ IX. ПОВЕДЕНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ СВАРКЕ

Yurioka N. (Япония). IX-1992-01. Прогнозирование прочности металла швов (Отчет I), 6 с.

Takeuchi K. и др. (Япония). IX-1993-01. Оксидные пленки на границах сплавов Al-Li и Al-Ca при диффузационной сварке, 7 с.

Avaki T. и др. (Япония). IX-1994-01. Процессы напыления CO₂-лазером интерметаллических покрытий TiNi, NiAl и TiAl на пластины из нержавеющей стали, 11 с.

Nishimoto K. и др. (Япония). IX-1995-01. Влияние характера затвердевания нержавеющих сталей на чувствительность к образованию горячих трещин в металле швов, выполненных CO₂-лазером, 15 с.

Tamaki K. и др. (Япония). IX-1996-01. Металлургические причины разрушений в ЗТВ стали 2,25Cr-1Mo при ползучести в условиях низкой пластичности, 20 с.

Nevasmaa P. и др. (Финляндия). IX-1997-01, AVAL64-011043:WM-HICC VTT/3, 4 May, 2001. Изучение контролирующих факторов, которые влияют на образование холодных трещин, обусловленных содержанием водорода, в металле швов из высокопрочных сталей, выполненных многопроходной сваркой плавящимся электродом в защитных газах. Технический отчет, 116 с.

Schultze S. и др. (Германия). IX-1998-01. Коррозионная стойкость наплавки, полученной плазменным нанесением, на двухфазной стали, 9 с.

Christoph H. и др. (Германия). IX-1999-01. Предварительный подогрев при сварке ферритных сталей, 8 с.

Herold H. и др. (Германия). IX-2000-01, II-C-220-01. Преподвращение образования кристаллизационных трещин вдоль центральной линии швов при односторонней сварке, 12 с.

Nawrocki J. G. (Номинация на Премию Грантона — 2001). IX-2001-01. Образование трещин в ферритных сталях при снятии напряжений, 10 с.

Samardzic J. и др. (Хорватия, США). IX-2002-01. Повышение надежности ремонтной сварки высокопрочных сталей, 13 с.

DuPont J. N. и др. (США). IX-2003-01, IXH-516-01. Микроструктурные исследования швов и свариваемости сплава Al-6XN, выполненных сваркой плавлением с присадками JN622 и JN625, 9 с.

Holmberg B. и др. (Швеция). IX-2004-01, 2000-02-24. Достижения в сварке высокоаустенитных аустенитных нержавеющих сталей, 11 с.

Hensel H. и др. (Германия — Австрия). IX-2005-01, IXH-515-01. Сварка кольцевых швов на высокомартенситных нержавеющих сталях с использованием соответствующих присадочных металлов, 11 с.

Florian W. (Германия). IX-2006-01. Образование холодных трещин в металле швов при сварке высокопрочных сталей. Возможности расчета температуры подогрева, 9 с.

IX-2007-01, IXA-77-01. Отчет о работе Подкомиссии IXA «Свариваемость низколегированных и малоуглеродистых сталей» в 2000 г., 3 с.

Yurioka N. (Председатель). IX-2008-01. Отчет о работе Подкомиссии IX-J «Изучение металлургии расплавленного металла» за 2000–2001 гг., 9 с.

КОМИССИЯ X. ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ И ИХ СНЯТИЕ. ХРУПКОЕ РАЗРУШЕНИЕ

Burdekin F. M. и др. (UK). 774-01, XV-01. Применение механики конечных элементов для упругопластичного FE-анализа.



лиза соединений в стальных каркасах зданий, подвергшихся сейсмонагрузкам, 16 с.

КОМИССИЯ XI. СОСУДЫ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ, КОТЛЫ И ТРУБОПРОВОДЫ

Manabe Y. и др. (Япония). XI-739-01, XII-1668-01. Основная концепция и эффективность применения процессов сварки с электромагнитным управлением расплавом ванны, 15 с.

Price J. (Австрия). XI-740-01. Дефекты в соединениях котлов и трубчатых элементов, выполненных шовной сваркой, 8 с.

El-Batahgy A. и др. (Египет). XI-741/01. Экспериментальная ситуация с реактором процесса оксихлорирования установки производства винилхлоридного полимера, 11 с.

Gnir G. (Германия). XI-742/01. Сварка и термическая обработка соединений разнородных материалов, 53 с.

КОМИССИЯ XIII. УСТАЛОСТЬ СВАРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ И КОНСТРУКЦИЙ

Niemi E. (Финляндия). XIII-1819-00. XV-XIII-WG3-06-99. Рассмотрение конструкционных напряжений на основе анализа усталости сварных элементов. Справочник конструктора, 44 с.

XIII-1856-00 Отчет за 2000 год. Флоренция-2000, 1 с.

Включает документы:

XIII-1860-00. Список членов, 12 с.

Ohta A. и др. (Япония). XIII-1869-01. Повышение усталостной прочности соединений тонких листов внахлестку путем использования сварочной проволоки с низкой температурой превращения в автомобилестроении, 11 с.

Fricke W. и др. (Германия). XIII-1870-01. Использование курсора для определения напряжений в горячих точках конструкционных элементов с плоскими надрезами, 8 с.

XIII-1871-01. Рекомендации МИС по крупномасштабным усталостным испытаниям сварных элементов (Германия), 17 с.

Wernicke R. (Германия). XIII-1872-01. Оценка усталостной прочности крестообразных соединений с несоосностью, 10 с.

Статников Е. С. и др. (Россия – США). XIII-1873-01, WG5. Ремонт сварных конструкций, подвергающихся усталостному нагружению, 6 с.

Nykanen T. и др. (Финляндия). XIII-1874-01. Применение параметрического анализа к механике усталостного разрушения однопроходного шва углового соединения, 14 с.

Nykanen T. и др. (Финляндия). XIII-1875-01. Применение параметрического анализа к механике усталостного разрушения углового шва углового соединения, 23 с.

Backstrom M. и др. (Финляндия). XIII-1876-01. Оценка промежуточных уровней многоосногруженных сварных конструкций, 8 с.

Li X. Y. и др. (Финляндия). XIII-1878-01. Влияние геометрии шва и условий нагружения на усталостную прочность сварных деталей крышки, 13 с.

Combe S. и др. (Франция). XIII-1879-01, XV-1087-01. Определение периодичности контроля сварных соединений стальных закрылок, используя результаты испытаний на усталостное растрескивание, 19 с.

Ohta A. и др. (Япония). XIII-1881-01. Повышение усталостной долговечности коробчатых сварных соединений наложением дополнительных швов, выполненных присадкой с низкой температурой превращения, 8 с.

Ohta A. и др. (Япония). XIII-1882-01. Связь кривых усталости (S-N) и коэффициента асимметрии цикла, 15 с.

Ohta A. и др. (Япония). XIII-1883-01. Статистическая оценка кривой роста усталостной трещины, включая усталостное растрескивание, 5 с.

Mori T. и др. (Япония). XIII-1884-01. Изучение метода оценки усталостной прочности несущих крестообразных соединений с угловыми швами, 20 с.

Miki C. и др. XIII-1885-01. Изучение конфигурации U-образного бурта с высоким сопротивлением усталости, 13 с.

Kuuba H. и др. (Япония). XIII-1886-01. Циклическая грузоподъемность соединений, сваренных встык с различной разделкой кромок, 9 с.

Miki C. и др. (Япония). XIII-1887-01. База данных в Internet: Ремонт усталостных разрушений, 13 с.

Miki C. и др. (Япония). XIII-1888-01. Допустимые размеры дефекта в сварных соединениях стального моста, 9 с.

Miki C. и др. (Япония). XIII-1889-01. Развитие работ в Японии по усталостной прочности сварных соединений в 2001 г., 11 с.

Cipiere M. F. и др. (Франция). XIII-1891-01. Термическая усталость при монтаже труб: влияние окружающей среды и местной геометрии шва. Опыт FRAMATOME, 11 с.

Gurnet T. R. (UK). XIII-1899-01. Определение влияния малых напряжений в спектре усталостного нагружения, 32 с.

Maddox S. J. (UK). XIII-1900-01. Данные по усталости в горячих точках для стали и алюминия в качестве основы для проектирования, 12 с.

Packer J. A. (Канада). XIII-1901-01, XV-1075-01. Годовой отчет. Подкомиссия XV-E. Сварные соединения в трубных конструкциях, 7 с.

Huther I. и др. (Франция). XIII-1903-01. Методология определения усталостных (S-N) кривых, связанных с качеством сварки, 11 с.

Lieurade H.P. и др. (Франция). XIII-1904-01. Решение задач повышения усталостной прочности сварных конструкций и элементов, 19 с.

Terai K. и др. (Япония). XIII-1908-01, XV-1091-01. Метод проектирования с учетом усталости элементов судовых конструкций, базирующийся на анализе роста усталостной трещины, 11 с.

КОМИССИЯ XV. ОСНОВЫ ПРОЕКТИРОВАНИЯ И ПРОИЗВОДСТВА СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Tveiten B. W. и др. (Норвегия). XV-1068-01. Определение структурных напряжений для оценки усталостных свойств судовых деталей из алюминия, 27 с.

Arima K. и др. (Япония). XV-1070-01. Циклические испытания узлов балки к колонне с дефектом в шве и оценка сопротивления хрупкому разрушению, используя многочисленные модельные узлы, 11 с.

Niemi E. (Финляндия). XV-1090-01, XIII-WG3-06-99. Подход к структурным напряжениям для анализа усталости сварных изделий. Справочник конструктора, 38 с.

КОМИССИЯ XVI. СВАРКА И СКЛЕИВАНИЕ ПЛАСТИМАСС

Poopat B. и др. (США). XVI-763-00. Сравнение контактной и бесконтактной сварки нагретым инструментом полиэтилена высокого давления (HDPE), 1 с.

Park J. и др. (США). XVI-764-00. Построение методики эксперимента (DOE) для оценки свариваемости материала (TPO) при ультразвуковой сварке, 1 с.

Park J. и др. XVI-765-00. Построение методики эксперимента (DOE) для оценки свариваемости материала (TPO) при вибрационной сварке, 1 с.

Fink I. L. и др. (Дания). XVI-766-00. Детали пленки, получаемые при литье под давлением. Влияние конструкции нагревательного стержня на качество соединения, 1 с.

Fink I. L. и др. (Дания). XVI-767-00. Детали пленки, получаемые при литье под давлением. Влияние топографии поверхности на качество шва, 1 с.

Potente H. и др. (Германия). XVI-769-00. Фаза нагрева при лазерной трансмиссионной сварке (LTW) термопластиков, 1 с.

Jones I. A. и др. (UK – США). XVI-770-00. Использование инфракрасных красителей при лазерной трансмиссионной сварке (LTW) пластиков, 11 с.

Kagan V. A. и др. (США). XVI-771-00. Лазерная трансмиссионная сварка (LTW) полукристаллических термопластиков. Ч. I. Оптические характеристики пластиков на основе нейлона, 1 с.

Kagan V. A. и др. (США – Канада). XVI-772-00. То же. Ч. II. Анализ механических свойств сварного нейлона, 1 с.

Kwan Kin Ming и др. (США). XVI-774-00. Экспериментальное исследование влияния ультразвуковых колебаний на смачиваемость материалов на основе полимеров, 1 с.

Murgia M. (Италия). XVI-775-00. Стандартизация процессов сварки полиэтиленов PE80 и PE100 в Италии, 1 с.



XVI-770-00. AWS G1.2M/G1.2:1999. Спецификация стандартов на испытания образцов из термопластов при ультразвуковой сварке, 1 с.

Dolli R. E. (UK, TWI). XVI-777-00. Аттестация сварщиков пластмасс в ЕСФ на основе Pr EN 13067, 1 с.

**ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКАЯ ГРУППА SG 212
«ФИЗИКА СВАРКИ»**

Lowke J. J. и др. (Австрия – Япония). 212-965-00. Моделирование поведения дуги, горящей с неплавящимся электрода в инертных газах, и сварочной ванны в унифицированной системе, 6 с.

Feng Ye и др. (КНР – Германия). 212-994-01. Оценка качества в реальном масштабе времени в роботизированном процессе дуговой сварки, 6 с.

Lowke J. J. и др. (Австрия – Япония). 212-995-01. Прогнозирование глубины сварочной ванны при ТИГ сварке, объединяя расчеты дуги–электрод, 8 с.

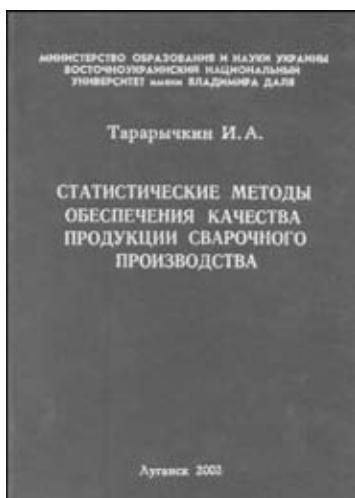
Lesnjak A. и др. (Словения). 212-995-01. Анализ процессов, происходящих при электроискровой наплавке, 12 с.

Huismann G. (Германия). 212-1000-01. Построение системы управления синергетической импульсной МИГ сваркой на основе моделирования энергетических параметров, 14 с.

Nakamura T. и др. (Япония). 212-1004-01. Разработка процесса сварки в очень узкий зазор. Числовой анализ плавления проволоки при нестабильном выделении тепла, происходящем при дуговой сварке плавящимся электродом в газах, 12 с.

НОВЫЕ КНИГИ

Тараарычкін И. А. Статистические методы обеспечения качества продукции сварочного производства. — Луганск: Изд-во ВУНУ им. В. Даля. — 2002. — 336 с.



Статистические методы анализа данных характеризуются высокой эффективностью и находят применение при решении широкого круга задач, связанных с обеспечением качества про-

дукции. В то же время специалисты в области сварочного производства не имеют возможности ознакомиться с особенностями их использования из-за отсутствия соответствующей литературы.

Монография ориентирована на систематизацию известных подходов к решению задач обеспечения качества в условиях сварочного производства. В основу работы положен обширный фактический материал, который иллюстрируется большим количеством конкретных примеров, детально поясняющих существование используемых методик. Кроме того, в заключительной главе представлены оригинальные результаты, связанные с разработкой новых методов статистического регулирования технологических процессов.

Обозначенные подходы, новые методы и статистики, предлагаемые автором, позволяют сформулировать основы теории систем статистического регулирования, значимость которой и возможная область практического применения выходят за рамки сварочных технологий.

Предназначена для специалистов в области управления качеством, научных работников, аспирантов и студентов.

*Заказы на книгу просить направлять по адресу:
91034, г. Луганск, кв. Молодежный, 20, а
Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля
(кафедра сварки и литья).*

Производство металлических слоистых композиционных материалов / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев и др. — М.: Интермет Инжиниринг. — 2002. — 496 с.

Описано современное производство и применение металлических слоистых композиционных материалов. Изложены основы теории соединения металлов в твердой и жидкой фазах. Показаны особенности технологических процессов получения слоистых композиционных материалов литым плакированием, совместной горячей и холодной прокаткой, сваркой взрывом. Рассмотрены новые разработки, организация промышленного производства, методы контроля качества изделий из слоистых материалов.

Книга предназначена для инженерно-технических и научных работников отраслей, связанных с производством и применением слоистых композиционных материалов. Может быть полезна аспирантам и студентам вузов, обучающимся по специальности «Обработка металлов давлением», «Технологии и машины обработки давлением», «Композиционные и порошковые материалы, покрытия», «Технология и машины сварочного производства».





ИННОВАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ – ОСНОВА СТРАТЕГИИ РАЗВИТИЯ УКРАИНЫ НА ПЕРСПЕКТИВУ

20–21 февраля в зале заседаний ученого совета НТУУ Украины «Киевский политехнический институт» под эгидой Администрации Президента Украины, Национальной академии наук Украины, Министерства образования и науки Украины была проведена научно-практическая конференция «Утверждение инновационной модели развития экономики Украины». Повестка дня конференции включала обсуждение инновационной стратегии развития Украины, технологической составляющей инновационных процессов, связанных не только с экономикой, но и со всей системой общественных преобразований.

Перед началом работы конференции высокие гости почтили память выдающихся ученых, возложив цветы к памятникам академику Е. О. Патону и академику С. А. Лебедеву.

Открыл конференцию Президент Украины Л. Д. Кучма. В своем вступительном слове президент сказал: «Становление инновационной модели развития – это задача не только экономической политики. Речь идет об органичном объединении политических, гуманитарных, социально-психологических, макро- и микроэкономических факторов, и институциональных предпосылок, которые только в комплексе способны придать новые ощущимые импульсы трансформационным процессам развития общества на инновационной основе».

Вел конференцию Л. Д. Кучма, в рабочем президиуме – премьер-министр Украины В. Ф. Янукович, президент НАНУ академик Б. Е. Патон, вице-премьер министр Д. В. Табачник, ректор НТУУ «КПИ» академик М. З. Згуровский, министр образования и науки академик В. Г. Кремень, мэр Киева А. А. Омельченко, директор Института экономического прогнозирования НАНУ академик В. В. Геец.

В выступлении премьер-министра В. Ф. Януковича, посвященном Программе деятельности правительства и вопросам инновационной политики, было отмечено, что инновационная деятельность, которую правительство, безусловно, будет поддерживать, является главной составной частью успешного социально-экономического развития общества, что, в свою очередь, предусматривает новые подходы для внедрения новых прогрессивных технологий, обеспечения выпуска высокотехнологичной продукции, обеспечивая таким образом интеграцию Украины в мировые процессы экономического развития. Таким образом, как отметил В. Ф. Янукович, развитие инновационной деятельности является ключевым фактором вхождения Украины в круг высокоразвитых государств. Приведены были также конкретные меры, способствующие скорейшему переходу экономики на инновационный путь развития, которому в Украине нет альтернатив.

В докладе президента НАН Украины Б. Е. Патона была дана характеристика научно-технологического потенциала экономического развития Украины, который, как сказал Б. Е. Патон, будет определять будущее нашего государства. Этому будет способствовать сохраненный научно-технический потенциал в областях информатики, материаловедения, энергосбережения, молекулярной и клеточной биологии. Однако научно-техническая сфера нуждается в приоритетной поддержке со стороны государства, в создании условий для эффективного инвестирования отечественной науки предпринимателями, банками. К позитивным примерам реально действующих инновационных механизмов Б. Е. Патон относит создание и деятельность в Украине восьми научно-технологических парков.

Конкретные предложения по формированию и реализации государственной научно-технологической и инновационной политики, приоритетам и путям их обеспечения были посвящены доклады академика В. М. Гейца, председателя Северо-восточного научного центра НАНУ В. П. Семиноженко.

Доклад министра образования и науки Украины В. Г. Кременя был посвящен вопросам модернизации системы образования как важного фактора инновационного развития страны, мерам по кадровому обеспечению инновационного развития общества, проблемам становления эффективной системы повышения квалификации.

Красной нитью через большинство выступлений, включая выступления Л. Д. Кучмы, В. Ф. Януковича, Б. Е. Патона, В. П. Семиноженко, заместителя председателя комитета Верховной Рады Украины по вопросам строительства, транспорта и связи С. А. Довгого, первого заместителя госсекретаря министерства образования и науки А. И. Гуржия, генерального директора НТК «Институт монокристаллов» Б. В. Гринева, проректора НТУУ «КПИ» М. Ю. Ильченко, министра промышленной политики Украины А. К. Мялицы, прошла тема необходимости укрепления и дальнейшего развития в Украине сети современных технопарков, проекты которых пользуются государственной поддержкой. Так, говоря о технопарках В. Ф. Янукович отметил, что в Украине их сейчас всего 8, тогда как в США – 140, в ЕЭС более 1500, не говоря уже о Китае, Индии и других странах. На сегодня украинские технопарки – это единственная реально действующая инновационная структура, обеспечивающая связь науки и производства. Общий лейтмотив выступлений – дальнейшее развитие сети технопарков, совершенствование их работы, ужесточение требований к инновационным проектам и контроль за ходом их выполнения.

Подводя итоги конференции, в своем заключительном слове Л. Д. Кучма отметил, что без инно-



вационных преобразований Украина останется европейской страной только географически. И начать эти преобразования необходимо сейчас, иначе будет поздно и мы навсегда останемся в лагере стран-аутсайдеров.

Всего по тематике научно-практической конференции в течение двух дней было заслушано и обсуждено более 40 докладов и выступлений. Однов-

ременно с проведением конференции в Музее КПИ была открыта выставка наиболее эффективных инновационных проектов, где были представлены также проекты Технологического парка «ИЭС им. Е. О. Патона».

А. А. Мазур, канд. эконом. наук

УДК 621.791:002



4-я Международная специализированная выставка «СВАРКА И РЕЗКА»

25–28 марта в г. Минске на базе выставочного комплекса «ЭКСПОФОРУМ» состоялась 4-я Международная выставка «Сварка и резка». Параллельно в эти же сроки работали еще две международные выставки — «Металлообработка-2003» и «Порошковая металлургия». Устроителем выставок выступило ЗАО «МинскЭкспо» при поддержке Министерства промышленности РБ, Ассоциации производителей станкоинструментальной продукции «Станкоинструмент» РФ, Белорусского государственного НПК порошковой металлургии, НИКТИ сварки и защитных покрытий с опытным производством.

Выставка «Сварка и резка» проводится каждые два года. Предыдущий опыт объединения ее с двумя другими выставками оказался положительным. Взаимно дополняя друг друга, они привлекают широкий круг посетителей, способствуют активному профессиональному диалогу, налаживанию деловых связей, нахождению заинтересованных заказчиков.

В церемонии официального открытия выставки приняли участие президент Российской ассоциации производителей станкоинструментальной продукции «Станкоинструмент» Н. А. Паничев, первый вице-президент Национальной академии наук РБ академик П. А. Витязь, академик Академии наук РБ О. В. Роман, первый заместитель министра промышленности РБ И. И. Демидович, генеральный директор ЗАО «МинскЭкспо» В. В. Булавинский, представители других авторитетных структур.

В этом году выставка собрала свыше 40 фирм из пяти стран — России, Украины, Беларуси, Германии



и Литвы. Традиционно тематика выставки охватывала прежде всего довольно широкий спектр оборудования для дуговых способов и контактной сварки, а также материалов (электроды, порошковые проволоки, флюсы и присадочные проволоки) для сварки, наплавки и нанесения покрытий.

Хозяева выставки были представлены прежде всего предприятиями-поставщиками, являющимися представителями крупных производителей сварочного оборудования: ОДО «БелСваМО» представляет на белорусском рынке продукцию известных предприятий-производителей России, Украины, Литвы, Польши, Германии, Венгрии и др., таких, как «Lincoln Electric», «Kurt Haufe GmbH», «Abicor Binzel» (Германия), «СЭЛМА» (г. Симферополь), «Донмет» (г. Краматорск) и др.; ЗАО «Амкодор-Рэн-Менарс» осуществляет изготовление, монтаж и наладку систем вентиляции, отопления, водоснабжения и металлоконструкций, а также предлагает вентиляционную технику российско-шведского предприятия «Совплим»; ЗАО «Машагропром» представляет в Беларуси сварочное оборудование российского завода «Линкор» (г. Ставро-





поль), а УП «Белгазпромдиагностика» — сварочные источники Рязанского приборостроительного завода.

Представительную экспозицию предприятий Санкт-Петербурга сформировал «Альянс сварщиков С.-Петербурга и Северо-Западного региона России», ОАО «Завод «Электрик», являющийся крупнейшим в России производителем сварочного оборудования; ЗАО «Электродный завод», производящий электроды более 50 марок; ОАО «Ижорские заводы», предлагающий более 75 марок электродов для сварки, резки и наплавки. В выставке участвовало российское представительство всемирно известной фирмы «Messer Cutting and Welding», а также крупнейший производитель покрытых электродов, технологического и сварочного оборудования АО «Спецэлектрод» (г. Москва).

Украина на выставке была представлена известными производителями сварочного оборудования — «Каховский завод электросварочного оборудования», ОАО «Зонт», фирма «СЭЛМА», сварочных материалов — ООО «ТМ Велдтек», НПФ «Элна» (порошковые проволоки), метизной продукции — Запорожский сталепрокатный завод. В выставке приняли участие также такие известные журналы, как «Мир техники и технологий» (г. Харьков), «Автоматическая сварка» и «Сварщик» (г. Киев). Литву представляло ЗАО «Велга Вильнюс», имеющее многолетний опыт производства бесщеточных синхронных электрических генераторов мощностью от 6 до 200 кВт.

26 марта в рамках выставки под председательством проф. В. К. Шелега состоялся Международный симпозиум «Сварка и родственные технологии: расчет, проектирование и оценка остаточного ресурса сварных конструкций ответственного назначения». На нем были заслушаны следующие доклады: «Результаты технической диагностики оборудования нефтеперерабатывающей промышленности» (Л. М. Лобанов, Э. Ф. Гарф, В. С. Гиренко, М. Д. Рабкина, ИЭС, им. Е. О. Патона), «Особенности ультразвукового контроля качества сварных соединений металлических и неметаллических материалов» (Б. Е. Коновалов, А. Л. Майоров, А. Р. Баев, ИПФ), «Экономнолегированные низкоуглеродистые стали для



высокопрочных термоупрочненных сварных конструкций и заготовок» (Л. М. Клейнер, Пермский ГТУ), «Теоретическое и экспериментальное исследование напряженного состояния соединений из разнородных материалов» (В. Ф. Квасницкий, Г. В. Ермолаев, А. В. Лабарткова, Прохоренко В. М., Гос. морской технической университет им. Адм. Макарова), «Выбор марки стали для сварной конструкции» (Э. В. Лазарсон, В. Б. Демин, Пермский ГТУ), «Контроль механических свойств металла сварных соединений и конструкций контактно-динамическим методом» (А. В. Рабцевич), «Сварочные материалы для конструкций, работающих в экстремальных условиях (пленарный доклад)» (В. А. Малышевский, НПК-3 «Прометей»), «Математические модели и экспресс-методики при создании новых сварочных материалов» (Е. А. Кривоносова, В. М. Язовских, Пермский ГТУ), «Повышение эксплуатационной надежности сварных соединений энергетических и магистральных трубопроводов на основе адаптивных импульсных технологий сварки» (Ю. Н. Сараев, И. М. Полетика, А. В. Козлов, И. В. Никонова, И. А. Курдюкова, М. В. Первовская, ИФПМТФ СОРАН), «Влияние импульсного процесса сварки на структуру и свойства сварных соединений труб нефте- и газопроводов» (Ю. Н. Сараев, В. П. Базбородов, А. В. Тютев, И. В. Никонова, Н. В. Кирилова, ИМПМ СОРАН).

Все дни работы на выставке царила деловая обстановка. По мнению организаторов, она будет способствовать развитию деловых связей между производителями и потребителями продукции сварочного производства.

В. Н. Липодаев, д-р техн. наук

Памяти Н. Н. Прохорова



22 марта на 88-м году жизни после непродолжительной тяжелой болезни скончался профессор кафедры технологии сварки и диагностики МГТУ им. Н. Э. Баумана доктор технических наук Николай Никифорович Прохоров.

Н. Н. Прохоров в 1938 г. окончил МВТУ (сварочная специализация), а в 1939 г. стал аспирантом кафедры сварки. С июня 1941 по 1943 гг. работал инженером на оборонном заводе и готовил кандидатскую диссертацию, которую защитил в 1948 г. и стал преподавателем кафедры сварки.

Николай Никифорович Прохоров прошел в стенах МВТУ замечательную творческую жизнь от студента до выдающегося ученого, имя которого известно ученым — сварщикам всего мира.

Николай Никифорович очень быстро нашел свое место в сварочной науке. Он основал новое научное направление — технологическую прочность металлов при сварке. Этому посвящены докторская диссертация, защищенная в 1951 г., и монография «Горячие трещины при сварке», написанная в 1952 г., которая не потеряла своего научного значения и сегодня.

После защиты докторской диссертации он в течение нескольких лет помогал становлению сварочной науки в Китае, где подготовил ряд молодых ученых. В 1957 г. по инициативе Н. Н. Прохорова совместным решением Министерства судпрома и Министерства высшего образования, при кафедре сварки создана проблемная лаборатория технологической прочности металлов при сварке. В течение 25 лет она участвовала в работах по обеспечению качества сварных конструкций судостроения. Организации работы лаборатории Николай Никифорович

посвятил лучшие годы своей жизни. В 1968 г. вышел первый том, а в 1976 г. второй том задуманного им трехтомника «Физические процессы в металлах при сварке», в которых даны глубокий теоретический анализ физических процессов при сварке и обоснование методов обеспечения технологической прочности сварных соединений.

На основе теории технологической прочности разработан критерий оценки сопротивляемости сварных швов образованию горячих трещин — критический темп деформации в температурном интервале хрупкости кристаллизующегося металла шва. Этот критерийложен в основу методов испытаний сварных швов на образование горячих трещин практически во всех лабораториях мира.

Разработана теория технологической прочности легированных сталей при сварке, склонных к образованию холодных трещин. Раскрыта природа образования трещин как замедленного разрушения свежезакаленного металла шва и зоны термического влияния. Минимальное разрушающее напряжение в период развития замедленного разрушения предложено в качестве критерия в методах испытаний сварных соединений на образование холодных трещин.

Н. Н. Прохоров воспитал большую группу ученых, ставших ныне кандидатами и докторами технических наук, профессорами и доцентами. Лично и совместно с ними написано более 200 научных статей и 3 монографии. Его обаяние и увлеченность наукой передавалось всем, кто сотрудничал с ним.

Светлое имя Николая Никифоровича Прохорова надолго останется в памяти его учеников и сотрудников.

Институт электросварки им. Е. О. Патона
НАН Украины
Редакция журнала «Автоматическая сварка»



В АССОЦИАЦИИ «ЭЛЕКТРОД»

ПОКРЫТИЕ ЭЛЕКТРОДЫ ДЛЯ СВАРКИ, НАПЛАВКИ И РЕЗКИ

На страницах нашего журнала периодически освещается деятельность ассоциации «Электрод», объединяющей производителей покрытых электродов в СНГ. В частности, в № 11 за 2002 г. была опубликована подборка статей, посвященная проблемам качества в электродном производстве, которым ассоциация уделяет особое внимание.

Представляем номенклатуру покрытых электродов для сварки, наплавки и резки различных конструкционных материалов, производимых на предприятиях и в фирмах, которые входят в ассоциацию «Электрод». Полагаем эти сведения помогут потребителям оптимизировать выбор поставщика материалов.

Предприятие	Город, страна	Марка электродов
Артеммаш «Вистек» ЗАО	84500 г. Артемовск, Украина, ул. Артема, 6, тел. (062) 332-28-04 факс: (062) 332-28-05	АНО-4, МР-3, АНО-6, АНО-21
Борский ф-л ООО ММЗ-Инструмент	606442 г. Бор-2, РФ, ул. Луначарского, 128 тел./факс: (83159) 518 91	ОЗС-12, МР-3, АНО-13, АНО-34, АНО-24, АНР-3
«Сварка» ПТЦ	370083 г. Баку, Азербайджан тел./факс: (99412) 47-22-07	МР-3, ОЗС-4, АНО-6, УОНИ-13/55
Балашейский производственный комбинат ЗАО	446760 пос. Балашейка, РФ тел. (84643) 240-73 факс: (84643) 23239	МР-3, УОНИ-13/55
Бийский олеумный завод	04112 г. Бийск, Алтайский край, РФ тел.: (3854) 23-13-01 факс: (3854) 25-03-34	МР-3, УОНИ-13/55
ЭМК-АТОММАШ ОАО	347340 г. Волгодонск, РФ тел./факс: (86392) 546-92	МР-3, УОНИ-13/45, УОНИ-13/55, ЭА-395/9, ЦН-6Л, ЦН-12М
Гомельский завод пусковых двигателей РУП	246027 г. Гомель, Беларусь ул. Барыкина, 150 тел. (10375232) 49-43-04 факс: (10375232) 49-47-59	МР-3Б, ОЗН-6Б
Днепрометиз ОАО	49081 г. Днепропетровск, Украина просп. им. газеты «Правда», 20 тел. (0562) 35-98-08 факс: (0562) 34-82-12	АНО-4, МР-3
Уралхиммаш ОАО	620010 г. Екатеринбург, РФ пер. Хибиногорский, 33 тел. (3432) 272050 факс: (3432) 27-50-92	МР-3, ВП-8, К-11, АНО-11, ВП-6, АНО-25, ТМЛ-Ф, ЯФ-1, ЦТ-15, НБ-38, НБ-40, ДС-12, НЖ-13, АНВ-17, ОЗЛ-6, С-27, И-2С, ОЛН-20, БР-3, УР-7, УР-8, ОМЧ-1, ЦЧ-4А, М1, ММЧ-1
Завод сварочных материалов ЗАО	620066 г. Екатеринбург, РФ а/я 169 тел. (34369) 268-50 факс: (34369) 265-27	МР-3, МР-3М, ОЗС-4М, УОНИ-13/55, УОНИ-13/45, ОЗЛ-6, ЦТ-15, ОЗЛ-8, ЦЛ-11, ОЗЛ17У, ЦТ-15, ЭА-395/9, НИИАТ-5, ЭА-400/10Т, ЭА-400/10У, НЖ-13, НИИ-48Г, ЗСМ-60М, ЗСМ-6, ЗСМ-7, ОЗН-6, ОЗН-7, ОЗН-300М, ОЗН-400М, ЦН-6Л, Т-590, ЦН-12М-67, ЭН-60М, ЦНИИН-04, ОМГ-Н, ЦЧ-4, МНЧ-2
ОЗСМ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины	04112 г. Киев, Украина ул. Е. Телиги, 2 тел. (044) 456-63-69 факс: (044) 456-64-95	АНО-4, АНО-4И, АНО-6, АНО-6Р, АНО-6У, АНО-12, АНО-21, АНО-27, АНО-36, АНО-ТМ, АНО-ТМ/СХ, АНО- ТМ60, АНО-ТМ70, АНР-2, МР-3, ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, ЦЛ-11, Т-590, ЦЧ-4, ЦУ-5, УОНИ 13/45, УОНИ 13/55, ЭА- 400/10У

Предприятие	Город, страна	Марка электродов
НИИМонтаж ОАО	350020 г. Краснодар, Украина ул. Рашилевская, 148 тел. (8612) 55-02-29	МР-3, АНО-21, АНО-6, «Кубань-1Ж», ЦНИИ-4КД, ЭНП-55, Т-590, РМ-1, ОЗЛ-8, ЦЛ-11
Сулинский металлургический завод ОАО «Стакс»	346370 г. Красный Сулин, РФ ул. Заводская, 1 тел./факс: (8632) 61-85-30	АНО-6, «Кубань-1», АНО-32, ДЭЗ-46М
«Крюковский вагоностроительный завод» ООО	39621 г. Кременчуг, Украина, ул. И. Приходько, 139 тел./факс: (053) 250-14-21	АНО-1, АНО-4, АНО-19М, АНО-24, МР-3, УОНИ 13/45СМ, УОНИ 13/55СМ, УОНИ 13/45, УОНИ 13/55
Опытно-сварочное предприятие «ЭЛКОМ» ОАО	681000 г. Комсомольск-на-Амуре, РФ, ул. Аллея Труда, 1 тел./факс: (42172) 450-80	УОНИИ-13/45, УОНИИ-13/45А, АНО-21, АНО-24, АНО-29М, АНО-32, МР-3, «Кубань-2», МР-3М, МР-3Ш, ОЗС-4, АНО-ТМ, УОНИИ-13/55, УОНИИ-13/55А, УОНИИ-13/55С, УОНИИ-13/55Ц, ЦУ-5, Э-138, 50Н, ТМУ-21У, ОЗЛ-6, ОЗЛ-9А, УОНИИ-13/НЖ, ЭА-600/10, ЭА-600/11, ЦТ-15, УОНИИ-13/65, УОНИИ-13/85, ТМЛ-1У/К, ТМЛ-3У, УОНИИ-13/НЖ, 48Ж-1, УОНИИ-13НЖ-2, 48Н-1, 48Н-11, 48Н-13, 48Н-15, 48ХН-15, 48ХН-2, 48ХН-3, 48ХН-5, ЦЛ-39, ЭА-400/10Г, ЭА-400/10У, ЦЛ-11, НИАТ-5, НИИ-48Г, НЖ-13, ЭА-898/21, ОЗЛ-41, МНЧ-2, ЦЧ-4, Т-590/к, ЦНИИ-4, «Комсомолец-100»
«Межгосметиз-Мценск» ЗАО	303200 г. Мценск, РФ ул. Советская, 98а тел./факс: (0862) 47-36-69	АНО-ТМ, АНО-36, ЗИО-8, МР-3, МР-3М, МНЧ-2, Комсомолец-100, НИИ-48Г, ОЗА-1М, ОЗА-2М, ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, ОЗЛ-9А, Т-590, ТМЛ-3У, ТМУ-21У, УОНИ-13/45, УОНИ-13/55, УОНИИ-13/45А, ЦЛ-6, ЦЛ-9, ЦЛ-11, ЦТ-15, ЦУ-5, ЦЧ-4, ЭА-395/9, ЭА-400/10У,
«Спецэлектрод АО» ОАО	109316 г. Москва, РФ Волгоградский просп., 41 тел. (095) 173-50-30 факс: (095) 173-07-87	ОЗЛ-6, ОЗЛ-6С, ЗИО-8, ОЗЛ-8, ОЗЛ-8С, ОЗЛ-9А, ГС-1, ОЗЛ-17У, ОЗЛ-25Б, ОЗЛ-36, ОЗЛ-37-2, ЦЛ-9, ЦЛ-11, ЦТ-15, ЦТ-28, ИМЕТ-10, КТИ-7А, АНЖР-1, АНЖР-2, НИАТ-1, НИАТ-5, ЭА-395/9, ЭА-981/15, ЭА-400/10У, ЭА-400/10Т, НЖ-13, НЖ-13С, НИИ-48Г, УОНИИ 13/НЖ/12Х13, ЭА-898/21Б, ЦЧ-4, МНЧ-2, ОЗЧ-6, ОЗЧ-3, Комсомолец-100, АНЦ/03М-3, ОЗБ-2М, ОЗС-4, ОЗС-4И, ОЗС-6, ОЗС-12, МР-3, МР-3М, ОЗС-3, АНО-4, АНО-4М, ОЗС-32, УОНИ-13/45, УОНИ-13/55, УОНИ-13/65, УОНИ-13/85, НИАТ-3М, ВИ-10-6/Св-08, ВСЦ-4М, УОНИ-13/55У, УОНИ-13/55 ТЖ, ЦЛ-17, ЦЛ-39, ЦУ-5, ТМЛ-1У, ТМЛ-3У, ТМУ-1У, УОНИ -13/НЖ/20Х13, ОЗН-300М, ОЗШ-8, Т-590, ЭН-60М, ОЗН-400М, ОЗН-6, ОЗН-7, ОЗИ-6, ОЗН-7М, ЦН-6Л, ЦН-12М, ЦНИИ-4
«Электрод-Сервис» ЗАО	141135 г. РФ, Московская обл., д. Огуднево тел. (095) 9566-67-50 тел. 8-256-3-44-40	АНЖР-1, АНЖР-2, АНП-13, АНЦ/ОЗМ-3, МНЧ-2, НР-70, ОЗЛ-9А, ОЗЛ-25Б, ОЗЛ-36, Т-590, Т-620, ТМЛ-1У, ТМЛ-3У, ТМУ-21У, НЖ-13, НИИ-48Г, ЦНИИ-4, ЦН-12М-67, ЦЛ-11, ЦЛ-39, ЦН-6Л, ЦЧ-4, ЦТ-15, ЦУ-5, ОЗЛ-8, ОЗЛ-6, ОЗЛ-17У, ОЗН-300М, ОЗН-400М, ЭА-395/9, ЭА-400/10У, ЦТ-28, Комсомолец-100, НИАТ-1, ОЗЧ-2, ОЗЧ-6, УОНИ-13НЖ
Магнитогорский металлургический комбинат ОАО	455002 г. Магнитогорск, РФ, ул. Кирова, 93 тел. (3519) 22-81-81 факс: (3519) 22-81-94	ОЗС-4, МР-3, УОНИ-13/45, ОЗЛ-8, Т-590, ЦЧ-4
Магнитогорский метизно-металлургический завод ОАО	455031 г. Магнитогорск, РФ, ул. Складская, 4 тел. (3519) 24-75-71 факс: (3519) 24-75-30	ОЗС-4, ОЗС-4Н, ОЗС-21, ЭЛУР-15, ОЗС-31, МР-3С, МР-3М, МР-3, АНО-21, ЭЛУР-14, ЭЛУР-2, ВРМ-19, УОНИ-13/55, ЭЛУР-41, ЭЛУР-Н
«ДОН» ЗАО	309641 г. Новый Оскол, Украина, пер. Кооперативный, 1 тел. (07233) 456-72 факс: (07233) 222-46	МР-3, АНО-21, АНО-24, УОНИ-13/55, УОНИ-13/45, Т-590, Т-620, ЦЧ-4, МНЧ-2, ЦЛ-1, НИИ-48
Невинномысский электродный завод ОАО	357115 г. Невинномысск, РФ, ул. Водопроводная, 360, тел. (86554) 68060 факс: (86554) 388-48	МР-3, УОНИ-13/55, УОНИ-13/45, АНО-6, АНО-6М, АНО-4С, ОЗС-12
Нальчикский электродный завод ОАО	360015 г. Нальчик, РФ ул. Циолковского, 7 тел. (8662) 40-28-33 факс: (8662) 42-19-57	АНО-4, АНО-32, АНО-6В, УОНИ-13/55

РЕКЛАМА

Предприятие	Город, страна	Марка электродов
«Стальканат» ООО	65023, г. Одесса, Украина ул. Водопроводная, 16 тел. (0482) 23-55-52	АНО-4, МР-3, АНО-21
Орловский сталепрокатный завод ОАО «ОСПАЗ»	302025 г. Орел, РФ ул. Раздельная, 105 тел. (08622) 392-28 факс: (095) 937-01-29	УОНИ-13/45, УОНИ-13/45СМ, УОНИ-13/45А, УОНИ-13/55, УОНИ-13/55М, УОНИ-13/55СМ, АНО- ТМ, АНО-ТМ/Н, ВСФ-65М, АНО-21, ВСО-50СК-М, ОР-101
Сычевский электродный завод ООО	215280 г. Сычевка, РФ, ул. Б. Пролетарская, 34 тел./факс: (08130) 425-63	МТГ-01К, МТГ-02, МТГ-03, АНО-4С, МР-3, УОНИ- 13/45, УОНИ-13/55, ЦЧ-2ХМ, ЦЛ-38, БУЛАТ-1, ЦЛ-25, ЦТ-26, ЦЧ-4, СЭЗ А-1, АНО-29М, ЦТ-10, ЦЛ-11, ЦТ-15, ЦЛ-39, ЦЛ-20, ЦТ-36, ЦЛ-51
«Электродный завод» АО	194100 г. С.-Петербург, РФ ул. Литовская, 12 тел. (812) 245-14-50 факс: (812) 245-02-59	АНО-4, ЗИО-8, Комсомолец-100, ЛПИ-73, МР-3, МНЧ-2, НЖ-13, НИИ-48Г, ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, ОЗЛ-9А, ОЗС-12, Т-590, ТМЛ-1У, ТМЛ-3У, ТМЛ-5, ТМУ-21У, ТМУ-46, УОНИИ-13/45, УОНИ-13/55, УОНИ-13/65, УОНИ-13/45А, УОНИ-13/НЖ, УОНИ-13/85, УОНИ-13/Н1-БК, УОНИИ-13/45Р, УОНИИ-13/55Р, ЦЛ-11, ЦЛ-39, ЦН-6Л, ЦН-12М, ЦТ-15, ЦУ-5, ЦУ-5М, ЦЧ-4, ЭА-395/9, ЭА-400/10Т, ЭА-400/10У, ЭА-981/15, 48ХН-5
Научно-производственная фирма «СВАРОГ-Т»	445007 г. Тольятти, РФ, ул. Ларина, 139а тел./факс: (8428) 22-93-63	УОНИ-13/55С, МР-3, ОЗС-4
«Торезтврдосплав» ОАО	86604 г. Торез, Украина, ул. Трудовая, 63 тел. (06254) 323-51 факс: (06254) 315-51	АНО-4
Череповецкий сталепрокатный завод ОАО	162600 г. Череповец, РФ, ул. 50-летия Октября, 1/33 тел. (8202) 53-80-09 факс: (8202) 53-85-20	АНО-4, МР-3, АНО-21, АНО-4Н, УОНИ-13/45, УОНИ- 13/55, Т-590, ДРИ-1
Шадринский электродный завод ОАО	641884 г. Шадринск, РФ, ул. Свердлова, 128 тел./факс: (35253) 506-98	УОНИ-13/45, Э42А, ОЗС-4И-III, ОЗС-4, ОЗС-6, ОЗС- 12, ОЗС-21, МР-3, МР-ЗИ-III, АНО-4, УОНИ-13/55, ЦУ-5, ТМУ-21У, ТМЛ-1У, ТМЛ-3У, ЦЛ-39, ОЗЛ-6, ЦТ- 15, ЦТ-28, ОЗЛ-25Б, ОЗЛ-8, ОЗЛ-6, ЦЛ-11, НЖ-13, НИИ48-Г, ОЗЛ-17У, АНЖР-1, АНЖР-2, ЭА-395/9, ЭА- 400/10, ОЗШ-1, ОЗН-300М, ОЗН-400М, ЦН-6Л, ЦН-12, ШЭЗ-Н-1, ШЭЗ-Н-2, ШЭЗ-Н-3, ШЭЗ-Н-4, ШЭЗ-Н-5, ШЭЗ-Н-6, ШЭЗ-Н-481, Т-590, ОЗЧ-1, ШЭЗ-4, ОЗЧ-2
Артемовский машиностроительный завод «ВЕНКОН» ОАО	623785 г. Артемовский, РФ, ул. Садовая, 12 тел./факс: (34363) 318-80	ОЗС-4, ОЗС-4А

Примечание. Полужирным шрифтом выделены марки электродов, имеющие сертификат соответствия в системе УкрСЕПРО, выданный НТЦ «СЕПРОЗ» по состоянию на 08.01.2003 г.



В марте 2003 г. в г. Киеве дирекцией Ассоциации совместно с рабочей комиссией по стандартам в области электродов и сварочных проволок было проведено заседание. На нем были заслушаны сообщения председателя комиссии Г. Н. Палищук (ОАО «Спецэлектрод») о толковании и углубленном понимании российского закона о стандартах и Н. А. Проценко (ГП НТЦ «СЕПРОЗ») о результатах внедрения украинского закона по стандартизации. В обсуждении докладов приняли участие представители ряда организаций России и Украины. Было принято решение продолжить изучение нормативных актов и обобщенную информацию заслушать на годичном собрании Ассоциации (г. Череповец, июнь 2003 г.).

Запорожский завод сварочных флюсов и стеклоизделий

ОАО «Запорожский завод сварочных флюсов и стеклоизделий» — один из крупнейших мировых производителей сварочных плавленых флюсов, крупнейший в Украине производитель силикатов натрия растворимого и стеклоподы. Более чем полувековой производственный опыт, тесный союз с наукой, близость к источникам отечественного сырья и выгодное географическое расположение обеспечивают благоприятные условия для устойчивого развития предприятия, укрепления его позиций на рынке сбыта продукции и расширения торговых связей с отечественными и зарубежными партнерами.

Сегодня в номенклатуре предприятия более 20-ти марок сварочных флюсов, 4 модуля силиката натрия, более 40 видов стеклоизделий. Суммарный объем производства наиболее популярных марок флюсов (АН-348А, АН-348АМ, АН-47 и др.) составил более 50% общего производства плавленых флюсов в странах СНГ и достиг почти 12 тыс. т в год. Объем производства силиката натрия, используемого для производства сварочных электродов и других целей, составляет около 35 тыс. т в год. Основными потребителями продукции завода являются металлургические, машиностроительные, мостостроительные, судостроительные, вагоностроительные предприятия, производители сварных труб, нефтегазовый комплекс. В перечень стран-потребителей входят Россия, Италия, Нигерия, Англия, Германия, Казахстан, Беларусь, Болгария, Грузия, Латвия, Узбекистан.



Основные усилия специалистов ОАО «Запорожстеклофлюс» направлены на освоение новых рынков и видов продукции, укрепление положительного имиджа предприятия, расширение географии поставок. Основа успеха — строгое соблюдение и постоянное совершенствование технологических процессов, высокое качество выпускаемой продукции, четкое выполнение договорных обязательств, ориентация на потребности рынка и умелое внедрение современных механизмов управления.



С целью сохранения ведущих позиций и конкурентоспособности предприятия в 2002 г. разработана и внедрена система управления качеством с получением сертификатов института «DVS ZERT e.V.», Германия — на соответствие требованиям стандарта DIN EN ISO 9001-2000 и научно-технического центра «СЕПРОЗ» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины — на соответствие требованиям ДСТУ ISO 9001-2001.

Вся выпускаемая ОАО «Запорожстеклофлюс» продукция сертифицирована.

Соответствующие Сертификаты, подтверждающие высокое качество, выданы:

- научно-техническим центром «СЕПРОЗ» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины;
- Российским Морским Регистром Судоходства — на флюсы сварочные плавленые и силикат натрия растворимый;
- Органом по сертификации «TUV Nord e.V.» — на флюсы сварочные плавленые;
- Органом по сертификации «Стеклосертификат» при Украинском государственном институте стекла — на посуду стеклянную и медицинские чашки Петри.

В последние несколько лет на предприятии освоено около 30 видов новой про-



дукции, выпускаемой по технологиям, базирующимся на новейших разработках, заявленных на патент и имеющих «ноу-хай», и превосходящих лучшие отечественные и некоторые зарубежные аналоги, внедрены новые ресурсо- и энергосберегающие технологии, постоянно ведется работа над улучшением качества и совершенствованием технологии производства уже выпускаемой продукции, что значительно повысило ее конкурентоспособность.



Заводчанам в содружестве с учеными Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины удалось создать и внедрить самый прогрессивный на сегодня способ выплавки сварочных флюсов, в т. ч. пемзовидных — метод двойного рафинирования флюсового расплава. Благодаря ему существенно улучшилось качество традиционных марок флюсов — АН-47, АН-348А, ОСЦ-45 и др., а также появились возможности производства марок флюсов, способных конкурировать с лучшими отечественными и зарубежными флюсами.



Успешно реализуя принцип — от идеи к результату, — ОАО «Запорожстеклофлюс» уверенно продвигается по пути технического и экономического подъема.

**Приглашаем Вам к плодотворному и взаимовыгодному сотрудничеству!
Рады будем видеть Вас в числе постоянных партнеров предприятия.**

Украина, 69035, г. Запорожье, ГСП-356, ОАО «Запорожстеклофлюс»
Тел.: +38 (0612) 224-70-41, 224-71-18. Факс: +38 (0612) 224-70-41
E-mail: market@steklo-flus.com, market@steklo.zp.ua

ПРОИЗВОДИМ ЭЛЕКТРОДЫ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Для высоколегированных сталей

- ОЗЛ-8
- ЦЛ-11
- ЦТ-15
- ОЗЛ-6
- НЖ-13
- ЗА-400/10У
- НИИ-48Г
- ЭА-395/9
- ОЗЛ-25Б
- АНЖР-1
- АНЖР-2
- ОЗЛ-17У

Для теплоустойчивых сталей

- ЦЛ-39
- ТМЛ-1У
- ТМУ-21У
- ЦУ-5
- ТМЛ-3У
- ЦЛ-20

Сертифицированы УкрСепро.

Качество наших электродов всегда выше их цены!

03680, г.Киев, ул.Боженко, 11
Тел.: 261 51 65
Тел./факс: 220 16 19

РЕФЕСТ ®

ЭЛЕКТРОДЫ ПОРОШКОВЫЕ ПРОВОЛОКИ ФЛЮСЫ

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

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

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

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

Каховский завод электросварочного оборудования
КЗЭСО

ИЗГОТАВЛИВАЕТ И ПРЕДЛАГАЕТ ЭЛЕКТРОСВАРОЧНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ:

- ✓ сварочные трансформаторы от 250 до 500 А
- ✓ сварочные выпрямители от 160 до 1200 А
- ✓ полуавтоматы для сварки в среде защитных газов от 140 до 600 А
- ✓ автоматы для сварки и наплавки от 200 до 1250 А
- ✓ машины для контактной точечной, шовной и стыковой сварки

Украина, 74800,
Херсонская обл.
г. Каховка, ул. Пушкина, 109
Тел.: (05536) 3-34-52, тел./факс: (05536) 3-31-65

... ABICOR BINZEL

Ведущий производитель сварочных горелок в среде CO₂ и аргоне, а также робототехники и сварочных аксессуаров

более 50 лет опыта в производстве сварочного оборудования и разработки новых технологий

Принцип "мыслить глобально" уже давно является для нас реальностью

Бицель Украина ГмбХ – дочернее предприятие группы ABICOR

- полная линия комплектующих для сварочного оборудования (горелки MIG/MAG, WIG/TIG, плазменный резак, электрододержатели, расходные материалы)
- поддержка в решении комплексных задач по автоматизации и роботизации сварочного процесса
- Quick Time обслуживание и поставки в регионы через сеть официальных дистрибуторов и региональных дилеров



ЛИЦЕНЗИЯ
Бицель Украина ГмбХ
ул. Полтавская, 24 (офис 414)
02055, г. Киев
Тел.: (+38 044) 455 7206
Факс: (+38 044) 455 6675
E-mail: didus@binzel-ukr.kiev.ua
www.binzel-abicor.com



СИМФЕРОПОЛЬСКИЙ МОТОРНЫЙ ЗАВОД

Классическое оборудование

- ✗ Трансформаторы сварочные
- ✗ Выпрямители для ручной и полуавтоматической сварки
- ✗ Полуавтоматы для сварки в среде защитных газов
- ✗ Установки для аргонодуговой сварки
- ✗ Выпрямители-установки для ручной сварки
- ✗ Полуавтоматы для сварки в среде смеси аргона и CO₂
- ✗ Установки для аргонодуговой сварки
- ✗ Установки для воздушно-плазменной резки

ОАО "Симферопольский моторный завод"
95000, Украина, Республика Крым,
г. Симферополь, ул. Генерала Васильева, 27-а
Тел.: (380652) 48-3591, 48-6124, факс: 48-6123
E-mail: simz@crimea.com
www.simz.com.ua



-Машины для термической резки серии "Комета М"
-Машины для микроплазменной резки серии "Метеор"
-Переносные газорежущие машины серии "Радуга М"
-Системы ЧПУ для машин термической резки и станков
-Капитальный ремонт, модернизация машин термической резки с ЧПУ, комплектующие
-Теплообменники, насосы сжиженных газов
-Запасные части для криогенного оборудования

ЗАО Киевский
Экспериментальный Механический Завод «СВАРКА»
Украина, 04073 г. Киев, пр-кт Красных Казаков, 23
Тел./факс: 38 (044) 461-33-00, 531-39-04, 531-39-10
kemz@svarka.kiev.ua, www.kemzsvarka.com

Более 60 лет работаем для Вас!

Производство сварочного оборудования
для строительства и ремонта нефте- и газопроводов

Средства механизации

Центраторы внутренние гидравлические (ЦВ); центраторы наружные звенные, центраторы эксцентриковые и клемевые (ЦЗ, ЦТЭ, ЦНВ, ЦНК); машины газовой резки труб (МГР), а также установки водооткачивающие (АВ-500)



Передвижные сварочные установки

Для одного, двух, четырех и более постов на гусеничном и колесном ходу (НОВИНКИ АС-104 – на гусеничном тракторе ТД-15H «DRESSTA», АС-142 – база ХТЗ-181, АС-142К – база ХТЗ-172-21; АС-42А, АС-42Б, АС-42, АС-11, АСТ-16, УСТ-22, УСТ-41, АП-21 и т. д.)

Трубосварочные комплексы

Стационарные и полустационарные базы для сварки трубопроводов, комплексные машины и механизмы для стыковой контактной сварки труб (БНС-81, ПАУ-1001В, ССТ-141, БТС-142, ПЛТ-332), а также передвижные лаборатории контроля качества сварочных швов (РМЛ-2)



ПОРОШКОВЫЕ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ СВАРКИ И НАГЛАВКИ



НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ ФИРМА "ЭЛНА"
ул. Антоновича (Горького), 69, г. Киев, 03680, Украина
тел. (044) 261-5025, 261-5517
факс (044) 261-5517
e-mail: info@elna.com.ua
www.naplavka.com.ua

ПП-АН134Г, ПП-АН154М, ПП-АН155М, ПП-АН156, ПП-АН156М,
ПП-АН158, ПП-АН163, ПП-АН163М, ПП-АН167, ПП-АН168, ПП-АН1,
ПП-АН185, ПП-АН186, ПП-АН187, ПП-Нп-30Х20НМ, ПП-Нп14ГСТ,
ПП-Нп-25Г2ХС, ПП-Нп-350Х8Г4С4Р, ПП-Нп-250Х30Н3 и др.

НОВЫЙ ПРОИЗВОДИТЕЛЬ СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ООО "АРКСЭЛ" ПРЕДЛАГАЕТ ПРИОБРЕСТИ:

- ❖ ЭЛЕКТРОДЫ ДЛЯ СВАРКИ НЕРЖАВЕЮЩИХ И ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ, ЧУРУНА, МЕДИ
- ❖ ЭЛЕКТРОДЫ ДЛЯ НАГЛАВКИ
- ❖ ПРОВОЛОКУ ПОРОШКОВУЮ ДЛЯ ПОЛУАВТОМАТИЧЕСКОЙ СВАРКИ В СРЕДЕ ЗАЩИТНЫХ ГАЗОВ

СИСТЕМА МЕНЕДЖМЕНТА КАЧЕСТВА СООТВЕТСТВУЕТ ТРЕБОВАНИЯМ ISO 9001:2000

ВСЯ ПРОДУКЦИЯ СЕРТИФИЦИРОВАНА В СИСТЕМЕ УКРСЕПРО



83017, г. Донецк, пер. Вятский, 2а
Тел.: (062) 382-94-44
Тел./факс: (062) 382-94-38

группа компаний
«WELDTECH»
ТМ ВЕЛТЕК

ПОРОШКОВЫЕ ПРОВОЛОКИ

ВЕДУЩИЙ ПРОИЗВОДИТЕЛЬ УКРАИНЫ

предлагает проволоки
НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ
собственной разработки и традиционные
марки для сварки, наглавки,
напыления диаметрами
от 1,0 до 6,0 мм:

ПП-АН1, ПП-АН8, ПП-АНЧ-2, ПП-АН29, ПП-АН39, ПП-ТМ86, ПП-ТМ87,
ПП-АН1, ПП-ТМ87, ПП-ТМ811, ПП-Нп14ГСТ, ПП-Нп35В9Х30Д,
ПП-Нп80Х20Р3Т, ПП-Нп200Х15С1ГРТ, ПП-Нп60В9Х30Ф, ПП-Нп80Х12Р1,
ПП-Нп15Х14ТН2М1Ф, ПП-Нп15Х14Н2, ПП-Нп15Х14Р, ПП-Нп30Х20НМ,
ПП-Нп10Х14Т, ПП-Нп12Х14Н3, ПП-Нп12Х13, ПП-Нп25ХФМС,
ВЕЛТЕК-H250-PM, ВЕЛТЕК-H290, ВЕЛТЕК-H300-PM, ВЕЛТЕК-H350-PM,
ВЕЛТЕК-H370-PM, ВЕЛТЕК-H480, ВЕЛТЕК-H400, ВЕЛТЕК-H490, ВЕЛТЕК-H460,
ВЕЛТЕК-H490, ВЕЛТЕК-H500-PM, ВЕЛТЕК-H550-PM, ВЕЛТЕК-H400,
ВЕЛТЕК-H600, ВЕЛТЕК-H520, ВЕЛТЕК-H280-PM и др. (до 100 марок).

КАЧЕСТВО ПРОДУКЦИИ
ПОДТВЕРЖДENO УкрСЕПРО ГОССТАНДАРТА УКРАИНЫ,
РОССИЙСКИМ МОРСКИМ РЕГИСТРОМ СУДОХОДСТВА.
СИСТЕМА КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА ОДОБРЕНА ТУВ.

РАЗРАБОТКА НОВЫХ И АДАПТАЦИЯ СУЩЕСТВУЮЩИХ
ПО ЗАДАНИЮ ПОТРЕБИТЕЛЯ.

03056, Киев, ул. Полевая, 24, к. 504, т. 456-02-09, т/ф 458-34-85.
E-mail: weldtec@ptelecom.net.ua

ПРОИЗВОДСТВО ПРОДАЖА СЕРВИСНОЕ ОБСЛУЖИВАНИЕ



► Малогабаритное, высокоеффективное энергосберегающее сварочное оборудование на токи 110–300 А с ограничением холостого хода до 12 В



► Автономные мобильные сварочные комплексы на базе резонансных преобразователей



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

Украина, 03150, г. Киев, ул. Горького, 94-96, к. 14,
тел./факс: (044) 261 51 02, 261 58 44
Специализированный магазин: "ИНЛАТ-СЕРВИС",
тел.: (044) 220 92 89

**ЗАРЕЗЕРВИРУЙТЕ место
для Вашей рекламы
в следующих номерах.**
Звоните:
(044) 269 26 23, 227 63 02



РОССИЯ, 109316, МОСКВА,
Остаповский пр. 13
Тел/Факс: (095) 276-61-84;
(095) 276-76-12
<http://www.elstat.ru;>
E-mail: elstat@yandex.ru

ООО «ЭЛСТАТ» российский производитель промышленного оборудования для очистки воздуха предлагает:

- электростатические фильтры (стационарные и передвижные) ЭФВА для очистки воздуха от сварочных и масляных аэрозолей производительностью от 1,0 до 40 тыс. м³/ч;
- механические фильтры (тканевые) АОУМ, ЗИЛ-900 для очистки воздуха от пыли и мелкой стружки, абразива, производительностью от 400 до 4000 м³/ч;
- механические фильтры (кассетные) ФСК и ФПЛ для очистки воздуха от аэрозолей, образующихся при сварке и пайке, от сухих пылей с частицами размером от 0,3 мкм и более; производительность — 400; 1000; 2000 и 4000 м³/ч;
- самофиксирующиеся устройства для удаления загрязненного воздуха из рабочей зоны;
- установки передвижные вентиляционные производительностью от 1000 до 2500 м³/ч с гибким воздуховодом длиной от 3 до 30 м;
- фильтрующие элементы: фильтры ячейковые плоские типа Фя; фильтры тонкой очистки ФТОВ и ФПОВ; фильтрующие рукава и ткани для воздушных фильтров.

ПОДПИСЫВАЙТЕСЬ НА ЖУРНАЛЫ ИЭС ИМ. Е.О. ПАТОНА:



«Автоматическая сварка»

12 выпусков в год, подписной индекс 70031, тел.: (38044) 227 63 02, 269 26 23;

«Техническая диагностика и неразрушающий контроль»

4 выпуска в год, подписной индекс 74475, тел.: (38044) 261 58 81, 269 26 23;

«Современная электрометаллургия»

4 выпуска в год, подписной индекс 70693, тел.: (38044) 269 26 23, 268 34 84,

(с 1985 по 2002 гг. журнал издавался под названием «Проблемы специальной электрометаллургии»);

«The Paton Welding Journal»

перевод на английский язык журнала «Автоматическая сварка»;

12 выпусков в год, подписной индекс 21971, тел.: (38044) 269 26 23, 227 63 02;

«Advances in Electrometallurgy»

перевод на английский язык журнала «Современная электрометаллургия»;

4 выпуска в год, тел.: (38044) 269 26 23, 268 34 84

Подписка в Украине по каталогам агентств: «Пресса» и «Идея»

Подписка в Российской Федерации по каталогу агентства «Роспечать»

*Подписка через редакции журналов на годовые комплекты,
отдельные выпуски и статьи, в т.ч. в электронном виде (600 dpi, *.pdf формат)*

<http://www.nas.gov.ua/pwj>

Расценки

 на размещение рекламы в журналах:

«Автоматическая сварка»,
«Техническая диагностика и неразрушающий контроль»,
«Современная электрометаллургия»,
«The Paton Welding Journal»
«Advances in Electrometallurgy»

Стоймость

 рекламы на обложке, в USD

Страницы	Размер, мм	Полноцветная	Одноцветная
1	188×198	500	—
2	200×290	350	315
3	200×290	300	270
4	200×290	400	360

Стоймость

 блокной рекламы на внутренних страницах

Площадь	Размер, мм (ширина×высота)	Цена, USD	
		Черно-белая	Цветная
1 полоса	170×250	80	200
1/2 полосы	170×125	40	—
1/4 полосы	170×60	20	—
1/6 полосы	80×80	15	—

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

Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу

Статья на правах рекламы — 50% стоимости рекламной площади

Скидки при размещении рекламы в двух (и более) журналах ИЭС согласовываются дополнительно

Скидки на размещение рекламы при единовременной оплате:

Количество подач	3	6	12
■ Скидка	10 %	25 %	33 %

Требования

 к оригинал-макетам:

Формат журнала после обрезки 200×290 мм

Черно-белые:

TIF grayscale 300 dpi для фотоизображений, TIF bitmap 600 dpi для графики

Цветные:

TIF CMYK 300 dpi

Сопроводительные материалы:

обязательна черно-белая распечатка файла

Носители:

диски 3.5"

CD-ROM, переносной HD

