



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

Издатель: Международная ассоциация «Сварка»

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор

Б. Е. ПАТОН

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

Адрес редакции:
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел.: (38044) 227 6302, 269 2623
Факс: (38044) 268 0486
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

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

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001
Журнал входит в перечень
утвержденных ВАК Украины изданий
для публикации трудов соискателей
ученых степеней.
При перепечатке материалов ссылка
на журнал обязательна.
За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности
не несет.

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Ковальчук В. С. Учет влияния асимметрии цикла на циклическую трещиностойкость материалов и сварных соединений	3
Нестеренков В. М. Применение сканирующего сварочного электронного луча для устранения корневых дефектов на сталях большой толщины	7
Назарчук А. Т., Снисарь В. В., Забуранный Ю. А. Оценка технологической прочности соединений толстолистовых закалившихся сталей с многослойными швами	13
Размышляев А. Д. О толщине прослойки жидкого металла под дугой при наплавке под флюсом	18
Шаблий О. Н., Пулька Ч. В., Письменный А. С. Оптимизация индукционной наплавки тонких дисков с учетом теплового и электромагнитного экранирования	22
Калеко Д. М. Влияние материала электродов на знак суммарного приэлектродного падения напряжения	26
Астахов Е. А. Исследование процесса фазообразования при детонационном напылении композиционных порошков системы FeTi-B ₄ C	29

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Ющенко К. А., Каховский Ю. Н., Фадеева Г. В., Самойленко В. И., Булат А. В. Электроды серии АНВ для сварки высоколегированных сталей и сплавов	32
Басов Г. Г., Ткаченко А. Н., Скородумов А. А., Ефимова Н. П. Технология пайки трубных пакетов секций радиаторов тепловозов в ХК «Лугансктепловоз»	37
Генкин И. З. Термическая обработка стыков рельсов на индукционных установках	41
Мазур А. А., Заяц С. В. Эмпирические методы оценки экономического эффекта мероприятий по оздоровлению воздушной среды при сварке	45

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Мурашов А. П., Борисов Ю. С., Адева Л. И., Бобрик В. Г., Рупчев В. Л. Плазменно-дуговое напыление износостойких покрытий из композиционных порошков FeV-B ₄ C	47
Диссертации на соискание ученой степени	49
Патенты в области сварочного производства	50
По зарубежным журналам	50
Новые книги	52

ХРОНИКА

Международной ассоциации академий наук — 10 лет	55
Международный семинар «Поддержка изобретательства и инновационной деятельности»	56
Академическая наука — железнодорожному транспорту Украины	57
56-я Ежегодная ассамблея Международного института сварки	60
К 100-летию со дня рождения Н. Н. Рыкалина	61

РЕКЛАМА	63
----------------------	----

ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ:

Каховский завод электросварочного оборудования

Опытный завод сварочных материалов ИЭС им.Е.О.Патона

СП «ТМ-ВЕЛДТЕК»

Ново-Краматорский машиностроительный завод

Опытный завод сварочного оборудования ИЭС им.Е.О.Патона

ТЕХНОЛУЧ

Avtomaticheskaya Svarka

(Automatic Welding)

№ 9 (606)
September 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,
I. V. Krivtsun,
S. I. Kuchuk-Yatsenko, Yu. N. Lankin,
V. K. Lebedev (vice-chief ed.),
V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),
L. M. Lobanov, A. A. Mazur,
V. I. Makhnenko, V. F. Moshkin,
O. K. Nazarenko, I. K. Pokhodnya,
I. A. Ryabtsev, Yu. A. Sterenbogen,
B. V. Khitrovskaya (exec. secr.),
V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

Address:

The E. O. Paton Electric Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 227 63 02, 269 26 23

Fax: (38044) 268 04 86

E-mail: journal@paton.kiev.ua

<http://www.nas.gov.ua/pwj>

Editors:

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

Electron galley:

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.

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Kovalchuk V. S.** Effect of asymmetry of cycle on cyclic crack resistance of materials and their welded joints 3
- Nesterenko V. M.** Application of scanning electron beam to remove root defects of welds on thick steels 7
- Nazarchuk A. T., Snisar V. V., Zaburannyi Yu. A.** Evaluation of technological strength of hardened steel thick-sheet joints with multilayer welds 13
- Razmyshlyayev A. D.** About thickness of molten metal layer under arc in submerged arc surfacing 18
- Shabliy O. N., PulkaCh. V., Pismennyi A. S.** Optimization of induction surfacing of thin disc with allowance for heat and electromagnetic screening 22
- Kaleko D. M.** Effect of material of electrodes on sign of total near-electrode drop of voltage 26
- Astakhov E. A.** Investigation of process of phase formation in detonation spraying of composite powder of FeTi-B₄C system 29

INDUSTRIAL

- Yushchenko K. A., Kakhovsky Yu. N., Fadeeva G. V., Samojlenko V. I., Bulat A. V.** Electrodes of ANV series for welding high-alloy steels and alloys 32
- Basov G. G., Tkachenko A. N., Skorodumov A. A., Efimova N. P.** Technology of sintering of tubular packets of radiators of locomotives at Holding Company «Luganskteplovoz» 37
- Genkin I. Z.** Heat treatment of welded joints in rails using induction units 41
- Mazur A. A., Zayats S. V.** Heat treatment of rail butts in induction installations 45

BRIEF INFORMATION

- Murashov A. P., Borisov Yu. S., Adeeva L. I., Bobrik V. G., Rupchev V. L.** Plasma-arc spraying of wear-resistant coatings from composite powders FeV-B₄C 47
- Theses for scientific degree 49
- Patents in the field of welding 50
- Review of foreign journals 50
- New books 52

NEWS

- International Association of Academies of Sciences is 10 55
- International seminar «Support of invention and innovation activity» 56
- Academic science for railway transport of Ukraine 57
- 56th Annual Congress of IIW 60
- Towards 100-year birthday of N. N. Rykalin 61

- ADVERTISING 63

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



УЧЕТ ВЛИЯНИЯ АСИММЕТРИИ ЦИКЛА НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

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

По результатам исследований сварных соединений высокопрочной стали установлено, что повышение значений коэффициента асимметрии от 0 до 0,5 приводит к увеличению скорости развития усталостных трещин в 3...4 раза на начальном участке среднеамплитудной области кинетических диаграмм усталостного разрушения и практически не влияет на ее конечном участке. На основе анализа этих и литературных данных, полученных на других сталях, предложена методика и аналитические выражения, позволяющие в широких пределах учитывать асимметрию цикла при определении циклической трещиностойкости по ограниченному количеству исходных параметров.

Ключевые слова: циклическая трещиностойкость, асимметрия цикла, сварные соединения, расчет

При переменном нагружении в отдельных элементах металлоконструкций на определенной (иногда весьма ранней) стадии эксплуатации образуются усталостные трещины. Обследования состояния мостов, судов, атомных и тепловых энергоустановок, а также других сооружений показали, что во многих из них имеются усталостные трещины, размеры которых превышают допустимые, регламентируемые нормами контроля при процессе изготовления. В сварных соединениях усталостные трещины обычно зарождаются и распространяются в области сопряжения шва с основным металлом (по линии сплавления), а также в металле шва и зоны термического влияния. В основном это связано с влиянием концентрации напряжений и деформаций, вызванных геометрическим несовершенством форм сварных соединений, остаточных сварочных напряжений и неоднородностью геометрии зоны сопряжения шва с основным металлом по длине сварного соединения.

Циклическая долговечность соединений на стадии развития усталостных трещин зависит от конкретных условий и во многих случаях соизмерима с долговечностью на стадии их зарождения. Поэтому определение живучести металлоконструкций с усталостными трещинами имеет важное практическое значение для нахождения предельных размеров трещин, при которых происходит потеря несущей способности элементов, назначения сроков регламентных работ и разработки мер остановки или замедления (торможения) развивающихся трещин, что своевременно предотвращает аварийные ситуации, а также катастрофические разрушения.

Применительно к простому циклическому нагружению для определения взаимосвязи параметров переменных напряжений и скорости развития усталостных трещин существует множество методик и аналитических выражений. Как правило, они основаны на установленной Парисом [1] степенной зависимости скорости dl/dN стабильного роста

трещин только от единственного параметра ΔK — размаха коэффициента интенсивности напряжений:

$$dl/dN = C(\Delta K)^m, \quad (1)$$

где dl — приращение длины трещины; dN — соответствующее приращение количества циклов напряжения; C и m — постоянные коэффициенты, определяемые экспериментально. При этом во многих случаях влияние асимметрии цикла на скорость усталостного разрушения конструкционных материалов не учитывается.

Для определения циклической трещиностойкости с учетом влияния асимметрии цикла наиболее часто используется зависимость Формана [2], полученная подстановкой в формулу Париса критического коэффициента интенсивности напряжений K_c при статическом нагружении:

$$dl/dN = C(\Delta K)^m / (1 - R)K_c - \Delta K.$$

В этом и других выражениях [3–5] параметры C и m являются характеристиками материала и не зависят от коэффициента асимметрии цикла R .

В отдельных работах на основе статистической обработки экспериментальных данных показано, что между параметрами C и m существует корреляционная связь. Однако сопоставление выражений, полученных различными исследователями [5], показало, что они имеют относительно узкие области существования и справедливы только для определенных значений коэффициента асимметрии цикла, указанных авторами.

Ранее установлено [6], что на начальной стадии возникновения усталостных трещин отсутствие учета влияния асимметрии цикла может привести к многократным ошибкам при определении циклической долговечности. Есть основание полагать, что асимметрия цикла оказывает аналогичное воздействие и на скорость развития усталостных трещин. Очевидно, что для оценки ресурса металлоконструкций необходим поиск новых закономерностей, позволяющих полнее учитывать влияние асимметрии цикла на сопротивление развитию усталостных трещин.

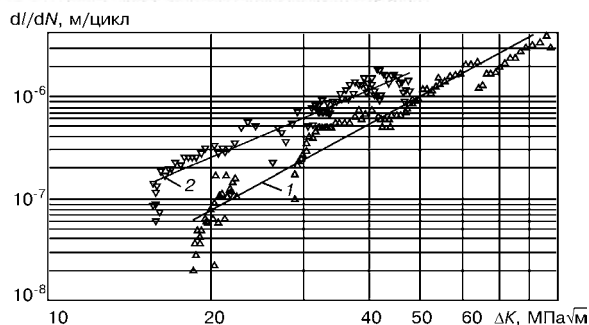


Рис. 1. Диаграммы усталостного разрушения высокопрочной стали при отнулевом (1) и асимметричном (2) циклах одночастотного осевого растяжения

Для оценки влияния асимметрии цикла на циклическую трещиностойкость при одночастотном нагружении проведены экспериментальные исследования плоских крупномасштабных образцов из высокопрочной стали ($\sigma_T = 1000$ МПа) сечением 220×18 мм. С целью инициирования усталостного разрушения в образцах выполнены начальные надрезы в виде центральной сквозной трещины. Определение скорости развития усталостных трещин проводили при осевом одночастотном мягком циклическом растяжении (коэффициент асимметрии цикла $R = 0$ и $0,5$). Для расширения диапазона исследований при каждом из указанных значений R проводили испытания четырех образцов с различными исходными уровнями напряжений. Образцы вырезали вдоль проката, поверхность пластин обрабатывали чистовым фрезерованием, а рабочую часть дополнительно шлифовали. Испытания образцов проходили на сервогидравлической машине PC1 фирмы «Шенк» (Германия), дополнительно оборудованной электронно-оптической системой, обеспечивающей бесконтактное измерение линейных размеров трещин на поверхности образцов в интервале от $0,1$ до 200 мм с точностью $0,01$ мм.

Кривые скорости усталостного разрушения $dl/dN - \Delta K$, построенные в логарифмических координатах, показаны на рис. 1. Они аппроксимируются выражениями

$$dl/dN = 1,61 \cdot 10^{-11} (\Delta K)^{2,82} \quad \text{при } R = 0;$$

$$dl/dN = 3,55 \cdot 10^{-10} (\Delta K)^{2,19} \quad \text{при } R = 0,5.$$

Графики изменения параметров C и m в зависимости от коэффициента асимметрии цикла R , построенные по экспериментальным и литературным данным [4, 7], приведены на рис. 2.

Таблица 1. Данные для определения циклической трещиностойкости сталей при различной асимметрии цикла

Марка стали	m_0	C_0	α_1	β_1	α_1	β_1
			$R \leq 0$		$R \geq 0$	
Ст3	3,71	$5,30 \cdot 10^{-13}$	-0,25	0,86	2,23	-2,81
15ХСНД	3,50	$8,10 \cdot 10^{-13}$	0,18	0,74	-0,43	1,27
15Х2НМФА	3,16	$8,40 \cdot 10^{-13}$	0,12	0,38	-0,54	1,50
14Х2ГРМ	3,07	$2,40 \cdot 10^{-12}$	0,44	-0,21	-1,00	1,99
Высокопрочная	2,82	$1,61 \cdot 10^{-11}$	—	—	-1,26	2,69

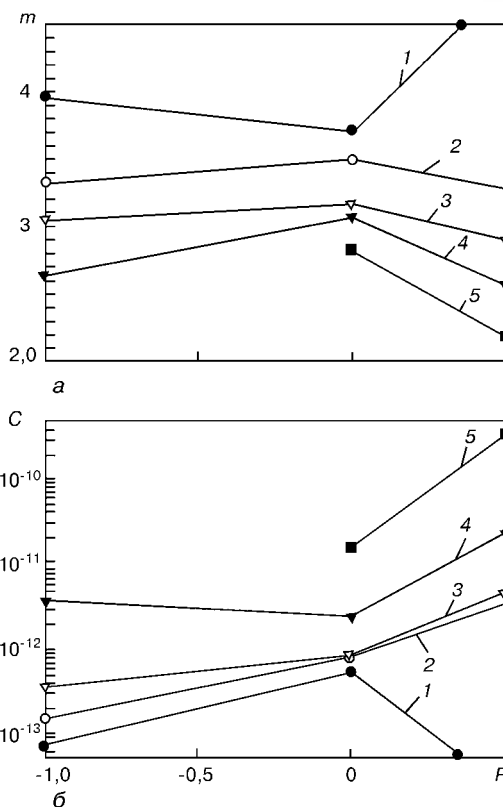


Рис. 2. Зависимости параметров m (а) и C (б) от коэффициента асимметрии цикла R : 1 — сталь Ст3 [4]; 2 — 15ХСНД [4]; 3 — 15Х2НМФА [7]; 4 — 14Х2ГРМ [4]; 5 — высокопрочная ($\sigma_T = 1000$ МПа)

В действительности функции $m = f(R)$ в линейных координатах $R-m$ и функции $C = f(R)$ в полулогарифмических координатах $R-\lg C$ имеют более сложный вид, чем показано на рис. 2. Однако их можно с достаточной для инженерной практики точностью аппроксимировать ломаной линией, состоящей из двух отрезков прямых, которые пересекаются в общей точке, отвечающей $R = 0$.

Данные этих графиков пригодны для непосредственного учета влияния асимметрии цикла при определении циклической трещиностойкости соответствующих сталей на среднеамплитудном участке кинетических диаграмм усталостного разрушения (КДУР) или для представления их двумя аналитическими выражениями:

относительно m_R

$$\begin{aligned} m_R &= m_0 + \alpha_1 R \quad \text{при } R \leq 0; \\ m_R &= m_0 + \alpha_2 R \quad \text{при } R \geq 0 \end{aligned} \quad (2)$$

и относительно C_R

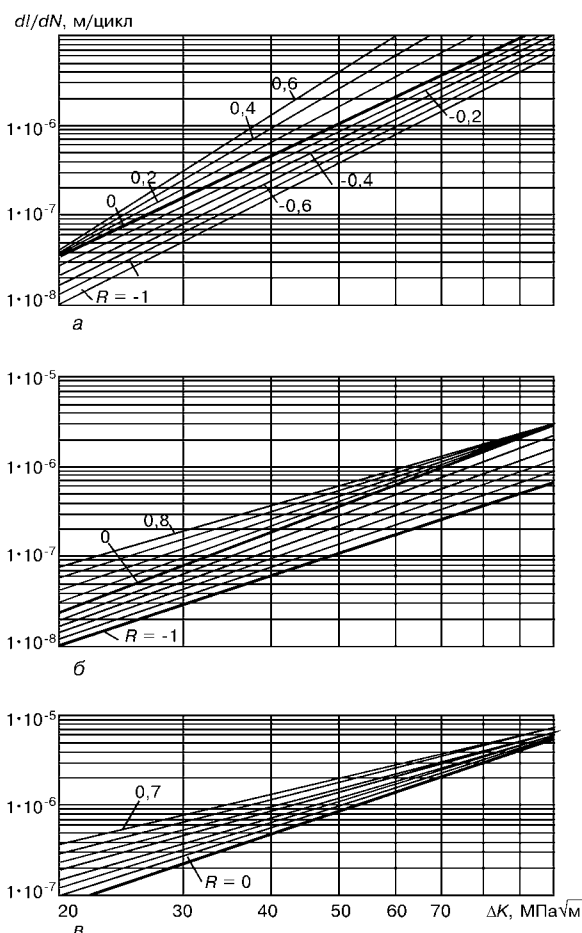
$$\begin{aligned} C_R &= 10^{\beta_1 R} C_0 \quad \text{при } R \leq 0; \\ C_R &= 10^{\beta_2 R} C_0 \quad \text{при } R \geq 0, \end{aligned} \quad (3)$$

где m_R , m_0 и C_R , C_0 — параметры соответственно при искомой и отнулевой асимметрии цикла; α_1 , α_2 и β_1 , β_2 — коэффициенты пропорциональности соответственно при $R \leq 0$ и $R \geq 0$.

С учетом (2) и (3) зависимость (1) можно представить в виде


 Таблица 2. Результаты сопоставления параметров m и C при различной асимметрии цикла

Марка стали	$\gamma_{-1} = m_{-1}/\lg C_{-1}$	$\gamma_0 = m_0/\lg C_0$	$\gamma_{0.5} = m_{0.5}/\lg C_{0.5}$	$\gamma_R = m_R/\lg C_R$
Ст3	-0,301	-0,302	-0,339	-0,314
15ХСНД	-0,259	-0,289	-0,287	-0,278
15Х2НМФА	-0,244	-0,262	-0,255	-0,254
14Х2ГРМ	-0,230	-0,264	-0,242	-0,246
Высокопрочная	—	-0,261	-0,232	-0,247


 Рис. 3. Расчетные зависимости скорости усталостного разрушения сталей при различных значениях коэффициента асимметрии цикла R : а — сталь Ст3 [4]; б — 14Х2ГРМ [4]; в — высокопрочная

$$\begin{aligned} dl/dN &= 10^{\beta_1 R} C_0 (\Delta K)^{m_0 + \alpha_1 R} \quad \text{при } R \leq 0; \\ dl/dN &= 10^{\beta_2 R} C_0 (\Delta K)^{m_0 + \alpha_2 R} \quad \text{при } R \geq 0. \end{aligned} \quad (4)$$

Численные значения коэффициентов пропорциональности для упомянутых выше сталей при $R \leq 0$ и $R \geq 0$ приведены в табл. 1.

Предлагаемый подход позволяет полнее учитывать влияние асимметрии цикла на циклическую трещиностойкость конструкционных материалов и сварных соединений при простых условиях нагружения.

При сопоставлении кривых рис. 2, а и рис. 2, б, построенных для конкретного материала, можно сделать вывод, что между параметрами m и C существует взаимосвязь. Из табл. 2 видно, что средние значения $\gamma_R = m_R/\lg C_R = -0,31 \dots -0,25$ для сталей низкой и высокой прочности практически инвариантны к асимметрии цикла.

С учетом изложенного выше выражение (4) принимает вид

$$dl/dN = 10^{\beta R} C_0 (\Delta K)^{\gamma \lg C_0 + \alpha R} \quad (5)$$

или

$$dl/dN = 10^{\beta R m_0 / \gamma} (\Delta K)^{m_0 + \alpha R}, \quad (6)$$

где коэффициенты α , β и γ имеют индексы и значения, соответствующие отрицательной или положительной области асимметрии цикла нагружения, приведенные в табл. 1 и 2. Если пренебречь несущественным влиянием коэффициента асимметрии цикла на коэффициент γ , то в выражениях (5) и (6) можно использовать средние значения γ_R .

Для визуализации характера изменения циклической трещиностойкости под влиянием асимметрии цикла нагружения на рис. 3 приведены полученные из выражения (4) расчетные зависимости усталостного разрушения трех марок сталей, отличающихся прочностью. Из рисунка видно, что в случае отрицательных значений R кривые располагаются почти эквидистантно, а в области его положительных значений они имеют вид веера. При этом с повышением ΔK интенсивность возрастания скорости развития усталостных трещин в сталях снижается. В КДУР, рассчитанных по данным, полученным в [4] для стали Ст3, веер направлен в противоположную сторону.

Выводы

1. Экспериментально установлено, что при одинаковых значениях размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK повышение значений коэффициента асимметрии цикла от 0 до 0,5 сопровождается увеличением скорости роста усталостного разрушения высокопрочной стали в 3...4 раза на начальном участке среднеамплитудной области КДУР. На конечном участке КДУР эта скорость остается практически неизменной.

2. Предложенная методика и аналитические выражения позволяют определять циклическую трещиностойкость материалов и соединений в широких пределах изменения значений коэффициента асимметрии цикла по ограниченному количеству исходных значений параметров m и C .

3. При отсутствии учета влияния асимметрии цикла в пределах $-1 < R < 0,7$ полученные значения скорости роста усталостных трещин на среднеамплитудном участке КДУР могут отличаться от реальных в $\pm (3 \dots 4)$ раза.

1. Парис П., Эрдоган Ф. Критический анализ законов распространения трещины // Техн. механика. Сер. Д. — 1963. — № 4. — С. 60–68.



2. *Форман Р., Керни В., Энгл Р.* Численные исследования распространения трещин в циклически нагружаемых конструкциях // Тр. Америк. о-ва инженеров-механиков. Сер. Д. — 1967. — 89, № 3. — С. 8–16.
3. *Трощенко В. Т., Покровский В. В., Прокопенко А. В.* // Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.
4. *Зависимость скорости развития усталостных трещин от асимметрии цикла* / В. И. Труфяков, В. В. Кныш, П. П. Михеев, А. З. Кузьменко // Автомат. сварка. — 1987. — № 3. — С. 5–7.
5. *Ромвари П., Тот Л., Надь Д.* Анализ закономерностей распространения усталостных трещин в металлах // Пробл. прочности. — 1980. — № 12. — С. 18–28.
6. *Ковальчук В. С.* Учет влияния асимметрии цикла на сопротивление усталости сварных соединений // Автомат. сварка. — 2002. — № 4. — С. 26–29.
7. *Влияние температуры и асимметрии нагружения на циклическую трещиностойкость стали 15Х2НМФА* / В. Т. Трощенко, П. В. Ясний, В. В. Покровский, А. А. Попов // Пробл. прочности. — 1981. — № 10. — С. 3–7.

It was established on the basis of kinetic diagrams of fatigue fracture of high-strength steel that increase in values of the asymmetry coefficient from 0 to 0.5 leads to increase in rate of propagation of fatigue cracks by a factor of 3–4 in the initial region of the mean-amplitude domain, and hardly has any effect in the final region. Method and analytical expressions are suggested, allowing the cycle asymmetry to be taken into account over wide ranges in determination of cyclic crack resistance by a limited number of initial parameters, based on analysis of these results and literature data for other steels.

Поступила в редакцию 04.10.2002

МАШИНОСТРОЕНИЕ. МЕТАЛЛООБРАБОТКА-2003

Приглашаем 26–29 ноября принять участие во 2-й специализированной выставке
«Машиностроение. Металлообработка-2003»

В экспозиции:

продукция машиностроительных предприятий для нужд промышленности, сельского хозяйства, транспорта, связи, а также коммунального хозяйства и населения; ремонт и модернизация технологического оборудования и машин; металлорежущее оборудование и инструмент; кузнечно-прессовое оборудование; оборудование для термообработки и нанесения покрытий; сварочное оборудование; контрольно-измерительное оборудование, приборы и инструмент; смазочные материалы и охлаждающие жидкости; здоровье и безопасность, защита окружающей среды.

Мы ждем Вас на выставке

«ЭКСПОДОНБАСС» (г. Донецк)

Тел./факс (062) 3812150; E-mail: zaharov@expodon.dn.ua



ПРИМЕНЕНИЕ СКАНИРУЮЩЕГО СВАРОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА ДЛЯ УСТРАНЕНИЯ КОРНЕВЫХ ДЕФЕКТОВ НА СТАЛЯХ БОЛЬШОЙ ТОЛЩИНЫ

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

Исследовано влияние возмущений поверхности жидкого металла, находящегося на передней стенке пароголового канала, на формирование корневых дефектов при электронно-лучевой сварке стали большой толщины. Показано, что с помощью продольной развертки электронного луча можно уменьшить возмущения поверхности расплава на передней стенке канала и сократить количество корневых дефектов в сварных швах.

Ключевые слова: стали, большая толщина, электронно-лучевая сварка, пароголовый канал, корневые дефекты, пиков проплавления, сканирование электронным лучом, капиллярные волны

Как известно [1], корневые дефекты типа холодный затвор, образующиеся при электронно-лучевой сварке (ЭЛС) в сталях большой толщины, являются концентраторами напряжений в швах и негативно влияют на механические свойства сварных соединений. Наличие корневых дефектов на участках вывода кратера кольцевых соединений, например роторов газовых и паровых турбин, сосудов высокого давления, запорной арматуры, снижает несущее сечение соединений, что является недопустимым для изделий ответственного назначения [2]. Для устранения корневых дефектов в сварных соединениях необходимо дальнейшее изучение природы их образования при ЭЛС сталей большой толщины и определение тех параметров сварочного процесса, которые являются критическими для формирования корневой части шва.

Цель данной работы — определение влияния отражения электронного пучка от возмущений поверхности жидкого металла на образование корневых дефектов в глубоких пароголовых каналах. В литературе неоднократно поднимался вопрос о механизме формирования корневой части сварных соединений при ЭЛС металлов малой и средней толщины, однако четкого представления об особенностях этого механизма в швах глубиной более 100 мм сформулировано не было. Об этом свидетельствует тот факт, что замыкание кольцевых стыков и вывод кратера при ЭЛС толстостенных конструкций все еще остается сложной задачей [3].

В работе [4] показано, что при сварке равномерно движущимся электронным лучом расплавленный металл в пароголовом канале совершает колебания на собственной частоте. Причем в данном процессе преобладает самая низкочастотная из разрешенных мод колебаний расплава, имеющая максимальную амплитуду. Одним из проявлений подобных колебаний являются наблюдаемые в ходе сварочного процесса периодические выносы расплава из пароголового канала, вследствие которых затем на поверхности шва образуются структуры

в виде крупных валиков. В данной статье рассматривается другое проявление колебаний расплава в пароголовом канале — образование в сварных швах пиков проплавления и связанных с ними корневых дефектов.

Результаты проведенных ранее исследований показали, что передние стенки глубоких каналов в установившемся состоянии имеют на половине глубины проплавления наклон в $1...2^\circ$ [5]. Столь малые углы встречи электронного пучка с поверхностью тонкого слоя расплавленного металла влияют не только на процессы плавления и испарения металла, но и на отражение первичных электронов [6] и изменение траектории их движения в пароголовом канале. Это приводит к тому, что мощность электронного пучка, достигающего дна канала, меняется во времени в ходе сварочного процесса, причем время ее изменения зависит от периода собственных колебаний расплава в канале. В свою очередь колебания мощности электронного пучка, попадающего в корень канала, могут вызывать локальные изменения глубины сварного шва, что обычно проявляется в виде острых пиков проплавления различных размеров. Известно, что достаточно большая амплитуда колебания глубины проплавления может способствовать образованию корневых дефектов. Одним из общепринятых положений о формировании корневых дефектов является то, что дефекты типа холодный затвор образуются вследствие быстрого застывания жидкого металла до его затекания и заполнения пиков проплавления [1].

Таким образом, для уменьшения вероятности появления корневых дефектов в сварных соединениях необходимо, чтобы, с одной стороны, амплитуда колебаний локальной глубины проплавления была как можно меньшей, а с другой, — частота появления пиков проплавления была более низкой при данных параметрах сварочного процесса.

Известно, что при сварочном процессе в результате взаимодействия электронного пучка с передней стенкой пароголового канала на поверхность жидкого металла действует сила реакции отдачи, возникающая вследствие испарения металла с поверхности расплава внутри канала [7]. В работе

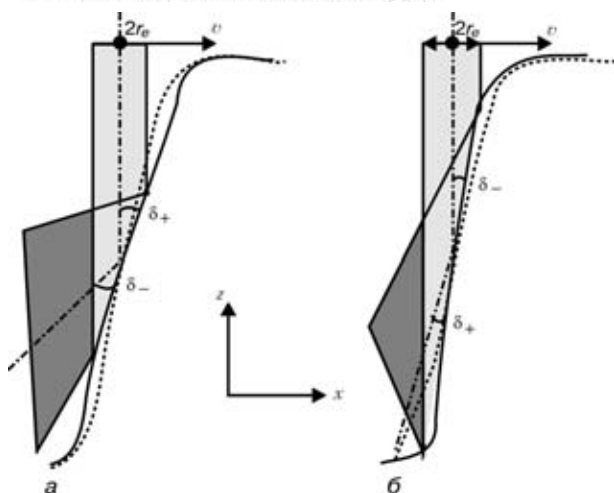


Рис. 1. Увеличение эффективного угла взаимодействия электронного пучка с передней стенкой δ_+ (а) и его уменьшение δ_- (б) в ходе сварочного процесса: r_e — радиус сосредоточенности пучка; v — скорость сварки; пунктирной линией обозначена невозмущенная поверхность расплава; штриховой — примерная зона рассеяния центральной части электронного пучка

[4] показано, что при ЭЛС, осуществляемой равномерно движущимся электронным пучком, давление отдачи слабо меняется во времени, а колебания расплава, возникающие на фоне общего движения жидкого металла по стенкам парогазового канала, происходят на собственных частотах. Причем вследствие симметрии задачи, связанной с направлением движения электронного луча, возбуждается первая мода колебаний $m = 1$, соответствующая продольным (вдоль направления сварки) смещениям расплава. Частота ω_1 первой моды колебаний расплава в парогазовом канале определяется согласно дисперсионному соотношению из работы [4]

$$\omega_1^2 = C_1 \frac{\sigma}{\rho} k^3, \quad (1)$$

где C_1 — коэффициент, зависящий от размеров парогазового канала; σ — коэффициент поверхностного натяжения; ρ — плотность расплавленного металла; k — волновой вектор колебаний.

Рассмотрим колебания поверхности расплава, возникающие на передней стенке парогазового канала. Очевидно, что наибольшую амплитуду будут иметь самые низкочастотные колебания расплава, длина волны которых приблизительно равна глубине проплавления — $\lambda \cong H$ [4]. При таких колебаниях эффективный угол взаимодействия электронного луча с поверхностью расплава на передней стенке будет меняться в ходе сварочного процесса с частотой, равной частоте собственных колебаний расплава в парогазовом канале. Поскольку минимальный угол наклона передней стенки канала при сварке металлов большой толщины не превышает 2° , интенсивность отраженного от передней стенки электронного пучка будет приблизительно на 1,5 порядка больше, чем при нормальном падении пучка на поверхность металла [6]. При этом вследствие малости угла падения электронного пучка на переднюю стенку канала даже небольшие изменения угла δ могут вызывать

значительные изменения интенсивности отраженного пучка.

На рис. 1 представлены возмущения поверхности расплава в соответствии с увеличением δ_+ и уменьшением δ_- эффективного угла падения электронного пучка на переднюю стенку. Из рисунка хорошо видно, что при увеличении эффективного угла $\delta_+ > \delta$ отраженные электроны попадают на заднюю стенку канала (рис. 1, а), в то время как при уменьшении угла $\delta_- < \delta$ значительная часть электронов достигает его корня (рис. 1, б). Очевидно, что непосредственное попадание части электронов в корень канала приводит к выделению тепловой энергии на дне канала, а следовательно, и к увеличению локальной глубины проплавления. Таким образом, глубина проплавления меняется в ходе сварочного процесса с частотой, равной частоте собственных колебаний расплава в канале.

Подобные возмущения поверхности жидкого металла в канале, несомненно, оказывают большое влияние на формирование корневых дефектов, поскольку в первом случае (рис. 1, а) происходит экранирование нижней части канала, а во втором, — (рис. 1, б) большая часть энергии отраженного электронного пучка попадает в корень парогазового канала.

Очевидно, что уменьшение мощности электронного пучка, достигающего корня канала, будет приводить к снижению амплитуды пиков проплавления в сварном шве. Этого можно добиться, например, путем использования сканирующего электронного луча, как показано в работе [3]. При этом частота развертки электронного луча должна быть достаточно большой, чтобы скорость движения электронного пучка не оказывала влияния на тепловые процессы, происходящие в парогазовом канале.

Иными словами, необходимо, чтобы электронный пучок в процессе сканирования не вызывал существенных изменений при распределении температуры в канале. Далее приведем оценки этих величин.

Как известно, скорость распространения тепла в среде зависит от ее теплопроводности. В свою очередь скорость изменения температуры зависит от коэффициента температуропроводности материала

$$\kappa = \frac{\lambda}{\rho c},$$

где λ — коэффициент теплопроводности; c — удельная теплоемкость материала. Для стали $\lambda = 0,8 \text{ Вт}/(\text{см}\cdot\text{К})$, $\rho = 7,8 \text{ г}/\text{см}^3$ и $c = 0,44 \text{ Дж}/(\text{г}\cdot\text{К})$. Отсюда коэффициент температуропроводности составляет $\kappa = 0,8 / (7,8 \cdot 0,44) \approx 0,23 \text{ см}^2/\text{с}$. Поскольку градиенты температуры вдоль глубины парогазового канала гораздо меньше градиентов температуры поперек канала, характерным масштабом изменения температуры в ходе сварочного процесса может служить радиус парогазового канала $R \cong 2 \dots 3 \text{ мм}$. В этом случае скорость распространения изменений температуры составит $v_T \cong \kappa / R \cong 1 \text{ см}/\text{с}$. При частоте развертки луча $f \cong 100 \text{ Гц}$



и амплитуде $A \cong 1$ мм скорость сканирования равна $v_s \cong 4Af \cong 40$ см/с. Таким образом, видно, что условие $v_s \gg v_T$ выполняется с хорошей точностью. Следовательно, меняя частоту и амплитуду развертки электронного луча, можно регулировать поступление дополнительной энергии на дно парогазового канала и тем самым воздействовать на формирование шва в корневой его части.

На рис. 2 показано распределение плотности мощности электронного пучка q вдоль оси сварки x при использовании продольной развертки пучка в виде симметричной пики с амплитудой $A = 0, 1, 2$ и 4 радиуса r_e сосредоточенности пучка. Статический электронный пучок, изображенный на рис. 2, имеет гауссово распределение плотности мощности, где q_0 обозначает полную мощность пучка. Из рисунка видно, что с ростом амплитуды сканирования происходит перераспределение мощности электронного пучка вдоль направления сканирования, и он перестает быть гауссовым. Наряду с этим уменьшается и максимальная плотность мощности электронного пучка, которая при $A = 4r_e$ составляет приблизительно 25 % максимальной мощности статического электронного пучка.

Отсюда можно сделать вывод, что при использовании развертки луча мощность, рассеиваемая на возмущениях передней стенки канала, также уменьшается. Это неизменно должно повлечь за собой снижение амплитуды пиков проплавления в корне канала, вследствие чего также уменьшается вероятность образования корневых дефектов в сварных швах.

Однако частота используемой развертки электронного пучка не может быть слишком большой, поскольку при высокой частоте колебаний расплава ($\omega/2\pi \gg 1$ Гц) усредненный по периоду коэффициент затухания γ определяется по следующей зависимости:

$$\gamma = 2\nu k^2 \cong \omega^{4/3},$$

где ν — динамическая вязкость жидкости [8]. Подобная зависимость обеспечивает быстрое за-

тухание высокочастотных колебаний расплава в канале. При низкой частоте колебаний γ в основном определяется потерями вблизи стенок канала, которые зависят от частоты — $\gamma \cong \omega^{1/2}$ [8]. Подставив в это выражение формулу (1), можно получить следующую зависимость коэффициента затухания γ от волнового вектора колебаний k для первой моды низкочастотных колебаний расплава в канале

$$\gamma(k) \cong \omega^{1/2} \cong (C_1(k) k^3)^{1/4}, \quad (2)$$

где коэффициент C_1 определяется по формуле из работы [4]

$$C_1(k) = \frac{[K'_1(kR)I'_1(kR_2) - I'_1(kR)K'_1(kR_2)]}{[I'_1(kR)K'_1(kR_2) - K'_1(kR)I'_1(kR_2)]}, \quad (3)$$

здесь I_1 и K_1 — соответственно модифицированные функции Бесселя 1- и 2-го рода; I'_1 и K'_1 — соответственно производные от этих функций; R и R_2 — соответственно внутренний и внешний радиусы канала.

Поскольку в длинноволновой области спектра колебаний расплава в канале ($k < 1/R$) коэффициент C_1 обратно пропорционален волновому вектору $C_1 < k^{-1}$ [4], можно сделать вывод, что γ при низкой частоте затухания зависит от k гораздо меньше ($\gamma \cong k^{1/2}$), чем при высокой частоте, когда $\gamma \cong k^2$.

Одним из ключевых факторов, влияющих на гидродинамическую стабильность парогазового канала в ходе сварочного процесса, является амплитуда колебаний расплавленного металла на стенках канала. Как известно [9], наибольшую амплитуду имеют колебания, возбуждаемые на резонансных (собственных) частотах системы. Вблизи резонанса амплитуда вынужденных колебаний обратно пропорциональна частоте развертки луча и затуханию $A \cong (\omega\gamma)^{-1}$.

В работе [4] показано, что спектр собственных колебаний расплава в канале имеет дискретную структуру, причем интервал между соседними собственными частотами уменьшается с увеличением глубины проплавления. С помощью формул (2) и (3) оценим коэффициенты затухания γ_{Fe} и амплитуды A для первой моды колебаний расплава железа на примере парогазового канала глубиной $H = 120$ мм с внутренним $R = 2$ мм и внешним $R_2 = 3$ мм радиусами. Результаты оценки для гармоник колебаний с номерами $n = 1 \dots 128$ приведены в таблице, где k_n — волновой вектор n -й гармоники колебаний; f_n — соответствующая ей частота колебаний; ω_n — собственная круговая частота; A_n — амплитуда колебаний, отнесенная к амплитуде первой гармоники A_1 .

Как видно из таблицы, при увеличении номера гармоники n , а следовательно, волнового вектора k_n , частота собственных колебаний ω_n возрастает сверхлинейно — $\omega_n \cong n^p$ ($p > 1$). В час-

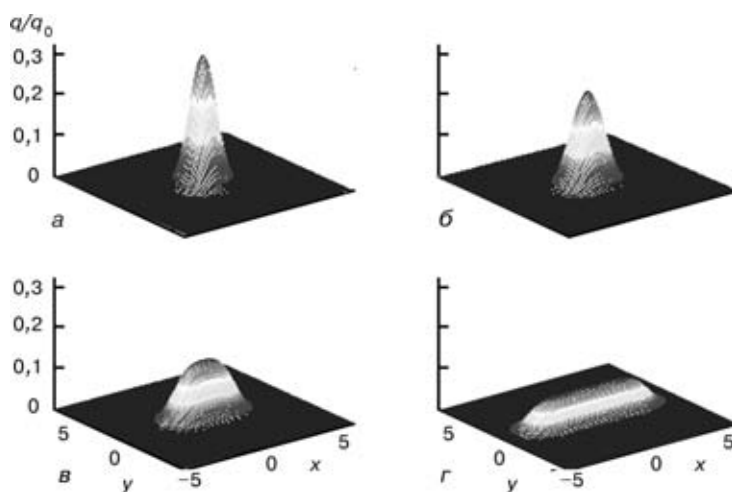


Рис. 2. Распределение плотности мощности электронного пучка q при использовании продольной развертки пучка вдоль оси x в виде симметричной пики с различной амплитудой радиуса r_e сосредоточенности пучка: а — $A = 0$; б — $1r_e$; в — $2r_e$; з — $4r_e$



Параметры колебаний расплава железа в парогазовом канале ($H = 120$ мм, $R = 2$ мм, $R_2 = 3$ мм)

n	R_n , см ⁻¹	f_n , Гц	ω_n , рад/с	γ_{Fe} , с ⁻¹	A_n/A_1
1	0,131	0,37	2,33	0,0003	1,0
2	0,393	1,12	7,01	0,0031	$1,9 \cdot 10^{-1}$
4	0,916	2,66	16,7	0,0168	$5,1 \cdot 10^{-2}$
8	1,964	6,14	38,6	0,0771	$1,4 \cdot 10^{-2}$
16	4,058	15,80	99,4	0,3293	$3,2 \cdot 10^{-3}$
32	8,247	47,60	299,0	1,3602	$5,4 \cdot 10^{-4}$
64	16,620	145,00	910,0	5,5273	$7,9 \cdot 10^{-5}$
128	33,380	409,00	2569,0	22,284	$1,1 \cdot 10^{-5}$

тности, для высоких гармоник колебаний $n \gg 1$ имеем $p \approx 3/2$. Ввиду того, что с ростом волнового вектора k коэффициент затухания γ увеличивается согласно формуле (2) — $\gamma \approx n^{3/4}$, амплитуда колебаний убывает по степенному закону $A_n \approx (\omega_n \gamma)^{-1} \approx n^{-(p+3/4)}$, который для $n \gg 1$ принимает вид $A_n \approx n^{-9/4}$. Из таблицы видно, что при увеличении номера гармоники n в 2 раза амплитуда вынужденных колебаний уменьшается в $2^{9/4} \approx 5$ раз при приведенном диапазоне частот.

Как отмечалось выше, спектр собственных колебаний расплава в парогазовом канале дискретен, причем с увеличением частоты ω плотность спектра уменьшается. Так, согласно формуле (1), для парогазового канала глубиной $H = 120$ мм расстояние между соседними собственными частотами, равными 1 Гц, составляет $\Delta\omega/2\pi < 1$ Гц, а при частоте 512 Гц — $\Delta\omega/2\pi \approx 6$ Гц. Вследствие высокой плотности спектра колебаний расплава в каналах большой глубины ($H \geq 80$ мм) становится возможным резонансное возбуждение собственной частоты при использовании развертки электронного луча в субгерцовом и герцовом ($f \leq 10$ Гц) диапазонах, где затухание мало — $\gamma \ll 1$ (таблица). Резонансные колебания расплава в парогазовом канале проявляются в экспериментах в виде разбрызгивания жидкого металла из канала при ЭЛС сканирующим электронным лучом. Очевидно, что подобные резонансные явления негативно сказываются на качестве сварных швов и их следует избегать при выборе частоты развертки электронного луча. Этого можно достичь путем использования сканирующего электронного луча на более высоких частотах ($f > 100$ Гц), где затухание уже становится существенным — $\gamma > 1$.

Таким образом, при сварке металлов большой толщины использование продольной развертки электронного луча на частотах, выше некоторого верхнего предельного значения $f_{\text{п}}$, представляется нецелесообразным, так как на частотах $f > f_{\text{п}}$ значение амплитуды вынужденных колебаний будет ничтожно малым (таблица), а влияние развертки электронного луча на колебательные процессы в парогазовом канале несущественным. Так, при ЭЛС низколегированных сталей толщиной 100 мм и более верхний предел частоты составляет $f_{\text{п}} \approx 200$ Гц. Поэтому оптимальная частота развертки электронного луча при сварке стали большой тол-



Рис. 3. Продольный макрошлиф образца из низколегированной стали 12CrMoV, выполненный равномерно движущимся со скоростью $v = 5$ мм/с электронным лучом (в нижней части шва видны пики глубины проплавления и корневые дефекты)

щины должна находиться в диапазоне частот $f = 100 \dots 200$ Гц.

На рис. 3 в виде острых пиков различной глубины представлены колебания глубины проплавления низколегированной стали 12CrMoV при ЭЛС электронным пучком со скоростью $v = 5$ мм/с. Мощность пучка составляла $P = 42$ кВт ($U = 60$ кВ, $I = 0,7$ А). Для исследования формы передней стенки канала образец не был проварен по всей длине; для этого электронный пучок быстро выключался в течение 1 мс. На рисунке в верхней части пиков проплавления хорошо видны следы затекания расплавленного металла, а в нижней части — корневые дефекты в виде темных полостей различного размера.

Зная скорость сварки, можно определить частоту пиков проплавления, изображенных на рис. 3. В работе [4] показано, что спектр собственных колебаний жидкого металла в парогазовом канале является дискретным. Поэтому колебания расплава могут осуществляться не на одной, а на нескольких частотах. Из всех частот собственных колебаний расплава наибольшую амплитуду будет иметь наименьшая разрешенная частота (первая гармоника), значения которой определяется по формуле (1). Однако не исключено, что рассеяние электронного пучка на следующей, более высокой частоте второй гармоники, также внесет вклад в образование пиков проплавления. Поскольку вторая гармоника имеет меньшую амплитуду, то и в связанных с ней пиках проплавления также будет меньшая глубина. В свою очередь, более высокие гармоники можно не учитывать, поскольку амплитуда собственных колебаний расплава падает обратно пропорционально частоте и коэффициенту затухания $A \approx 1/(\gamma\omega)$, что для третьей гармоники составляет значения, на порядок меньшие амплитуды первой гармоники $A_1/A_3 \approx 11$.

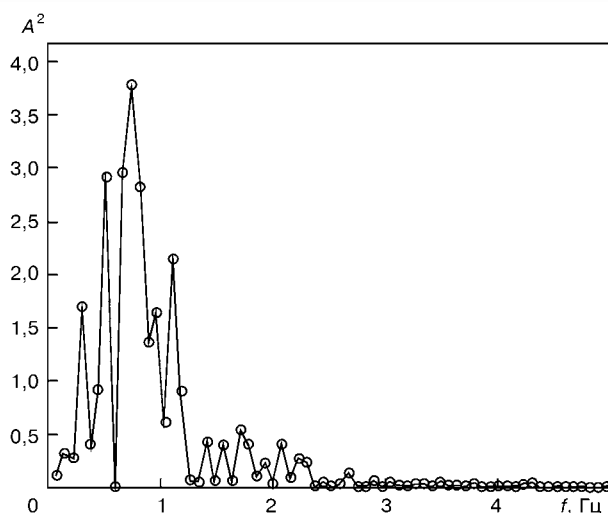


Рис. 4. Частотное распределение квадрата амплитуды Фурье-образа пиков проплавления, представленных на рис. 1

Проведем Фурье-анализ амплитуды пиков проплавления, изображенных на рис. 3. Для этого удобно воспользоваться стандартной математической процедурой быстрого дискретного Фурье-преобразования. На рис. 4 приведены результаты Фурье-анализа пиков проплавления в виде зависимости квадрата амплитуды Фурье-образа от частоты. Такая зависимость удобна тем, что она дает представление об интенсивности анализируемого процесса. Из рисунка видно, что в субгерцовой области спектра имеется ряд пиков большой интенсивности. Из всех пиков Фурье-образа, представленных на рис. 4, выделяется широкий пик максимальной амплитуды, положение которого соответствует частоте $f_{\max} \approx 0,74$ Гц. Это означает, что основное рассеяние мощности электронного пучка происходило именно на этой частоте.

В связи с изложенным выше представляет интерес сравнение частоты образования пиков глубины проплавления (рис. 3) с теоретическим значением наименьшей собственной частоты колебаний расплава f_1 в парогазовом канале

$$f_1 = \frac{\omega_1}{2\pi} = \frac{1}{2\pi} \sqrt{C_1 \frac{\sigma}{\rho} k^3}.$$

Здесь коэффициент C_1 определяется по формуле (3).

Для расчета C_1 необходимо знать значения глубины проплавления H , а также внутреннего R и внешнего R_2 радиусов парогазового канала. Значение R_2 и H можно определить довольно точно по макрошлифу сваренного образца. В виду того, что непосредственное измерение внутреннего радиуса канала на практике осуществимо трудно, значение R при расчете f_1 будет использоваться в качестве варьируемого параметра. Для образца из низколегированной стали 12CrMoV, представленного на рис. 3, по макрошлифам сварного шва установлено, что средняя глубина проплавления равнялась $H \approx 110$ мм, а значение внешнего радиуса на половине глубины проплавления составляло $R_2 \approx 2$ мм. Поскольку при малых значениях безразмерного параметра kR ($kR \ll 1$) значение коэф-

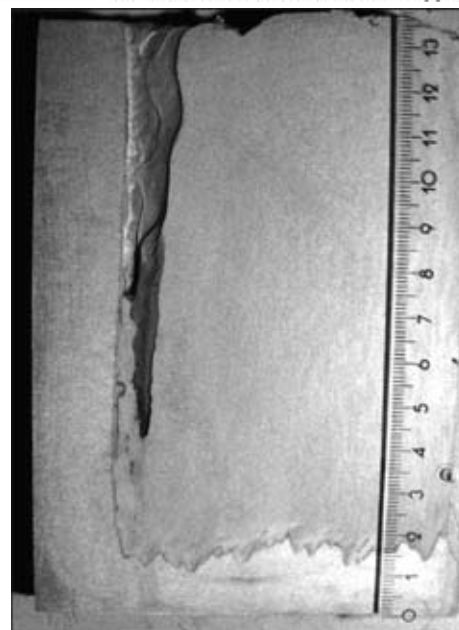


Рис. 5. Продольный макрошлиф образца из низколегированной стали 12CrMoV, полученного с применением продольной развертки электронного луча при $f = 133$ Гц и $A = 3$ мм (корневые дефекты в сварном шве отсутствуют)

фициента C_1 уменьшается обратно пропорционально kR , а внутренний радиус канала не может превышать радиус сосредоточенности r_e электронного пучка, то можно получить верхнюю оценку частоты первой гармоники собственных колебаний расплава f_1 . Так как радиус сосредоточенности электронного пучка r_e в данном эксперименте составлял приблизительно 0,5 мм, а волновой вектор первой гармоники колебаний расплава был равен $k = \pi/2H \approx 0,14$ см⁻¹, то значение параметра kR должно превосходить $7 \cdot 10^{-3}$ ($kR \geq 7 \cdot 10^{-3}$). При этом коэффициент $C_1 < 129$, следовательно, частота f_1 не должна превышать 1,25 Гц:

$$f_1 \leq \frac{1}{2\pi} \sqrt{129 \frac{12000}{7,3} \left(\frac{\pi}{2 \cdot 11} \right)^3} \approx 1,25 \text{ [Гц]}. \quad (4)$$

Как видим, значение частоты образования пиков проплавления, полученное экспериментально, не превышает оценку по формуле (4) — $f_{\max} \approx 0,74 f_1 < 1,25$ Гц. Хорошее согласование экспериментальных данных с расчетными получается при внутреннем радиусе парогазового канала $R \approx 1$ мм. В этом случае значение частоты первой гармоники собственных колебаний расплава в парогазовом канале составит $f_1 \approx 0,73$ Гц, что практически совпадает с частотой колебания глубины проплавления $f_{\max} \approx 0,74$ Гц.

На рис. 5 изображен макрошлиф стального образца, выполненного при тех же параметрах, что и образец на рис. 3, но уже с применением продольной развертки луча в виде симметричной пилы с частотой $f = 133$ Гц и амплитудой $A = 3$ мм. Скорость сварки, как и в предыдущем случае, составляла 5 мм/с. В этих условиях колебания глубины проплавления имеют гораздо меньшую амплитуду по сравнению со сваркой статическим пучком. Радиус электронного пучка в фокальной



плоскости приблизительно равен $r_e \cong 0,5$ мм, что отвечает амплитуде сканирования $A \cong 6r_e$. Это означает, что в данном случае пиковая мощность пучка уменьшилась приблизительно в 6 раз по сравнению со статическим пучком (см. рис. 3), что вполне соответствует уменьшению амплитуды пиков проплавления на рис. 5. Кроме того, из рисунка видно, что при ЭЛС с применением развертки электронного луча количество корневых дефектов существенно уменьшилось. Это позволяет сделать вывод о целесообразности использования сканирующего электронного луча в диапазоне частот $f = 100 \dots 200$ Гц для устранения корневых дефектов при сварке сталей большой толщины.

Разумеется, точное значение частоты развертки электронного луча будет зависеть от глубины проплавления и должно подбираться для канала конкретной глубины отдельно. В данном эксперименте при скорости сварки 5 мм/с оптимальное значение частоты для канала глубиной 120 мм составило $f = 133$ Гц.

Выводы

1. Одним из факторов, влияющих на образование корневых дефектов, является отражение электронного пучка от колеблющейся поверхности жидкого металла, находящегося на передней стенке канала. Подобные колебания расплава приводят к тому, что мощность электронного пучка, достигающего дна пароголового канала, меняется в ходе сварочного процесса, что влечет за собой образование пиков проплавления в сварных соединениях. Анализ амплитуды пиков проплавления показал, что частота их появления в сварных швах с хорошей точностью совпадает с наименьшей частотой собственных колебаний расплава в пароголовом канале. Установлено, что вследствие малой амплитуды

более высокие гармоники ($n > 2$) собственных колебаний расплава влияния на величину пиков проплавления (а следовательно, на формирование корневых дефектов) не оказывают.

2. Применение продольной (вдоль направления сварки) развертки электронного луча в виде симметричной пилы в диапазоне частот $f = 100 \dots 200$ Гц позволяет добиться уменьшения возмущений поверхности расплава на передней стенке канала, и, как следствие, существенного снижения амплитуды пиков проплавления и количества корневых дефектов в сварных швах глубиной 120 мм, полученных при ЭЛС низколегированных сталей со скоростью сварки 5 мм/с. Имеющиеся теоретические результаты хорошо согласуются с экспериментальными данными.

1. Патон Б. Е., Лесков Г. И., Живаго Л. И. Специфика образования шва при электронно-лучевой сварке // Автомат. сварка. — 1976. — № 3. — С. 1–5.
2. Гейкин В. А., Пузанов С. Г. Электронно-лучевая сварка жаропрочных титановых и никелевых сплавов // Материаловедение. — 1997. — № 6–7. — С. 46–47.
3. Dilthey U., Dobner M. Elektronenstrahlschweißen von radialen Ringnahten an Bauteile grossen Wanddicke // Schweissen und Schneiden 93. — Dusseldorf: DVS-Verl., 1993. — S. 127–132.
4. Нестеренков В. М. Особенности капиллярных волн в пароголовом канале при электронно-лучевой сварке металлов большой толщины // Автомат. сварка. — 2002. — № 4. — С. 8–13.
5. Нестеренков В. М. Исследование и разработка методов стабилизации сварочной ванны и повышения качества швов при электронно-лучевой сварке: Дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1989. — 199 с. — Машинопись.
6. Пинскер З. Г. Дифракция электронов. — М.: Изд. АН СССР, 1976. — 404 с.
7. Лесков Г. И., Трунов Е. Н., Живаго Л. И. Форма, размеры и устойчивость пародинамических каналов в металле при электронно-лучевой сварке // Автомат. сварка. — 1976. — № 6. — С. 13–17.
8. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Гидродинамика. — М.: Наука, 1986. — 736 с.
9. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Механика. — М.: Наука, 1988. — 216 с.

Influence of disturbances on liquid metal surface, which is on the front wall of the vapour-gas channel, on formation of root defects in electron beam welding of thick steel. It is shown, that application of longitudinal scanning of the electron beam allows decreasing the magnitude of disturbances of melt surface on the channel front wall and reducing the number of root defects in welds.

Поступила в редакцию 20.03.2003



ОЦЕНКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ СОЕДИНЕНИЙ ТОЛСТОЛИСТОВЫХ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЕЙ С МНОГОСЛОЙНЫМИ ШВАМИ

А. Т. НАЗАРЧУК, В. В. СНИСАРЬ, кандидаты техн. наук, **Ю. А. ЗАБУРАНЫЙ**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены особенности разработки нового подхода к оценке технологической прочности соединений закаливаемых сталей с многослойными швами. На их основе обоснована и экспериментально подтверждена возможность применения методики составных образцов для оценки не только металла шва, но и сварного соединения в целом.

Ключевые слова: закаливающиеся стали, технологическая прочность, холодные трещины, методы испытаний, инструментальные, технологические пробы

Решение проблемы качества сварки закаливаемых сталей неразрывно связано с нахождением методов повышения технологической прочности в связи со склонностью сварных соединений указанных сталей к образованию трещин. Наиболее сложной задачей является предотвращение образования холодных трещин [1–4]. На сегодня она не имеет приемлемого решения, особенно для сварки высокопрочных закаливаемых сталей равнопрочными швами, однородными с основным металлом.

Традиционно для оценки технологической прочности соединений закаливаемых сталей используются количественные (инструментальные) и качественные (технологические пробы) методы испытаний. Преимущества и недостатки их хорошо известны [1–4]. При использовании количественных методик испытания соединений с многослойными швами необходимо учитывать ряд особенностей. Они связаны прежде всего с повышенной склонностью соединений к образованию поперечных холодных трещин. На опасность их образования в сварных соединениях с многослойными швами обращалось внимание давно [1, 2].

На протяжении многих лет накоплено достаточно данных по комплексной оценке технологической прочности соединений закаливаемых сталей с привлечением качественных и количественных методов испытаний [1–3, 5]. В свое время особое внимание уделяли закалочной гипотезе образования холодных трещин, а также отрицательному влиянию водорода на образование этих трещин (водородная гипотеза) [1–4].

В последнее время в литературе также рассматриваются различные аспекты влияния закалочных явлений [6–10], появляются новые данные о распределении водорода в сварных соединениях и его значении в образовании холодных трещин, о роли температуры при индуцированном водородном растрескивании сталей и сварных соединений [11–13]. Широко анализируются вопросы предварительного и послесварочного подогрева с

учетом содержания водорода при сварке высокопрочных сталей, особенностей образующихся структур, скорости деформации.

Учитывая роль закалочных явлений и исключительную важность влияния водорода на технологическую прочность соединений, на основе анализа испытания сварных соединений с многослойными швами [14–16] нами предпринята попытка разработки комплексного подхода к оценке технологической прочности соединений с этими швами при сварке толстолистовых закаливаемых сталей.

Суть его состоит в следующем. Используемые методики испытания должны давать объективную комплексную оценку стойкости сварных соединений как против продольных, так и поперечных холодных трещин. Соединения закаливаемых сталей с многослойными швами имеют разную стойкость против последних. Однако наиболее сложной задачей в этом случае является предупреждение образования поперечных холодных трещин. Экспериментально установлено [15], что при получении сварных соединений, стойких против поперечных холодных трещин, гарантируется достаточная стойкость и против продольных, при этом обратной зависимости не наблюдается.

Большинство количественных методик не учитывает на стойкость против каких именно (продольных или поперечных) холодных трещин проводится оценка. Качественные методы испытания (технологические пробы) позволяют получить оценку стойкости сварных соединений как против продольных, так и поперечных холодных трещин. Учитывая преимущества и недостатки технологических проб, следует отметить, что их применение (из-за большой трудоемкости) целесообразно на завершающем этапе исследований.

При использовании количественных методик для оценки стойкости сварных соединений против трещин предпочтение следует отдавать тем из них, которые не только оценивают стойкость против конкретных холодных трещин (продольных или поперечных), но и в наибольшей мере учитывают влияние изменения напряжений при сварке в результате взаимодействия временных напряжений, обусловленных изменениями объема металла в

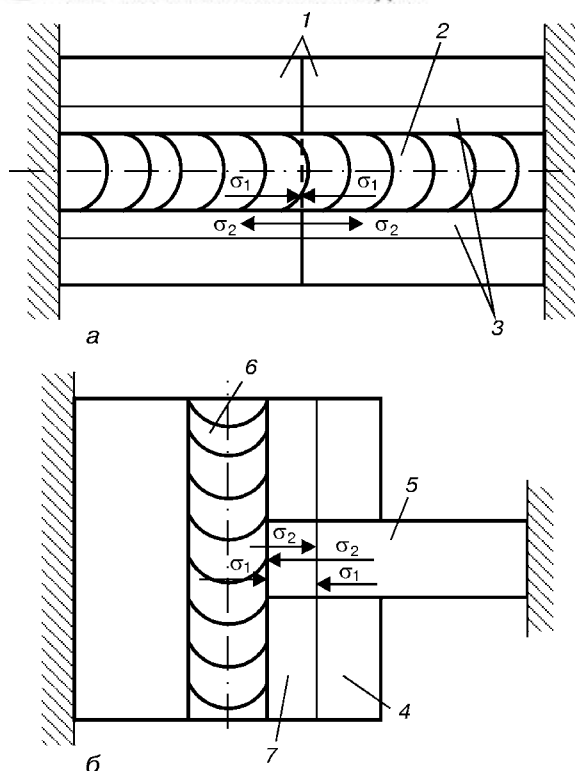


Рис. 1. Схема взаимодействия временных напряжений растяжения σ_1 и сжатия σ_2 в зоне сварки: а — составной образец, в металле ЗТВ которого происходят фазовые превращения с увеличением объема (1 — составные образцы; 2 — шов; 3 — ЗТВ); б — образец-вставка (4, 5 — соответственно образец и вставка жесткозакрепленные; 6 — шов; 7 — ЗТВ)

результате нагрева и фазовых превращений. В связи с этим следует обратить внимание на то, что продольные трещины образуются под преимущественным воздействием поперечных напряжений, а поперечные — продольных [4], поэтому все количественные методики, предусматривающие поперечную нагрузку образцов, целесообразно рассматривать как испытания только на продольные холодные трещины. Это замечание полностью согласуется с данными по сварке сталей 14ХН4МДА и 30Х2Н2М, когда соответствующие испытания с использованием количественных методик показали достаточную стойкость таких соединений против продольных трещин при низкой их стойкости против поперечных [15].

Для испытания на поперечные холодные трещины выбрана и усовершенствована методика, предусматривающая использование продольной нагрузки испытываемых составных образцов, сваренных многослойным швом, перпендикулярным поверхности их контактирования [14, 15, 17]. Усовершенствованию этой методики способствовал анализ оценки стойкости сварных соединений против образования холодных трещин по результатам фазового изменения объема металла в сварочной зоне [16] как продольных, так и поперечных трещин.

При увеличении объема металла (например, при сварке составных образцов для испытания на поперечные трещины) имеет место возрастание напряжений сжатия в металле ЗТВ (наблюдается увеличение объема металла) и в то же время (за счет тех же фазовых превращений) увеличиваются растягивающие напряжения в объемах металла шва, которые соприкасаются с металлом ЗТВ (рис. 1, а). При испытаниях по методу вставки (рис. 1, б) в результате увеличения объема металла в ЗТВ (если в ней протекают фазовые превращения с увеличением объема) будет наблюдаться уменьшение растягивающих напряжений.

Описанные выше обстоятельства позволяют применять предлагаемую методику для оценки не только металла шва, но и (хотя и косвенно) сварного соединения в целом при сварке закалывающихся сталей, когда в металле ЗТВ наблюдается увеличение объема металла при фазовых превращениях. Предлагаемая методика позволяет учитывать влияние металла шва на ЗТВ и влияние металла ЗТВ на шов, а именно такое взаимное влияние имеет место в реальных сварных соединениях (при этом для оценки соединений с многослойными швами рекомендуется выполнять их с четырьмя-пятью слоями).

Результаты, полученные с использованием выбранной количественной методики, должны иметь четкую корреляцию с результатами, получаемыми при исследовании жестких крупногабаритных проб.

Ранее проведены работы [15] по установлению корреляции результатов испытания на замедленное разрушение (с применением упомянутой выше усовершенствованной методики) с результатами оценки образования продольных и поперечных трещин с использованием крупногабаритных жестких технологических проб типа ЦНИИТС при сварке ста-

Таблица 1. Технологические показатели процесса сварки

Марка стали	Толщина, мм	Размер пробы или изделия, мм, масса, кг	Марка сварочной проволоки	Показатели оптимизации процесса сварки					
				Однодуговая			Двухдуговая		
				Длина участка автоподогрева, мм	Погонная энергия, кДж/см	Температура автоподогрева, °С	Расстояние между дугами, мм	Погонная энергия, кДж/см	Температура автоподогрева, °С
14ХН4МДА	40	Проба «ЦНИИТС», 1200×1600, 585	Св-07ХГСНЗМД	250...275 2 слоя за проход	24...25	220...230	250...275	24,5...25,5	220...230
30Х2Н2М	80	Проба «ЦНИИТС», 1200×1600, 1170	Св-07ХГСНЗМД	265...285 3 слоя за проход	26,0...28,5	250...275	265...285	26,0...28,5	250...275
35ХН3М+Ст3	100+30	Зубчатое колесо Ø1800, 2200, до 8000	Св-08Г2С	—	—	—	275...325	≈ 40,0	300...320


 Таблица 2. Зависимость коэффициента замедленного разрушения $K_{з.р.}$ от показателей процесса сварки

Марка стали	Способ сварки	Сварочная проволока	Замедленное разрушение $\sigma_{кр}$, МПа	Предел текучести металла шва $\sigma_{мш}$, МПа	$K_{з.р.} = \frac{\sigma_{кр}}{\sigma_{мш}}$
14ХН4МДА	Двухдуговая сварка	Св-10ГН2СМД	612...580	681...697	0,89...0,83
	Однодуговая сварка, два слоя за проход		575...555	710...712	0,80...0,78
30Х2Н2М	То же	Св-10ХГ2СМА	275...255	780...796	0,35...0,32
	Однодуговая сварка, один слой за проход		0*	798...820	0
35ХН3М+Ст3	Двухдуговая сварка	Св-08Г2С	330...320	367...374	0,89...0,85

* После выполнения пяти слоев наблюдалось разрушение сварных образцов из стали 30Х2Н2М без приложения внешней нагрузки.

лей 14ХН4МДА и 30Х2Н2М соответственно толщиной 40 и 80 мм.

Комплексную оценку технологической прочности соединений использовали при разработке технологии сварки закаливающих сталей различных толщин (табл. 1) для корпусного производства [15] и при изготовлении крупногабаритных зубчатых колес массой до 8 т.

Разрабатывали технологию сварки плавящимся электродом в углекислом газе закаливающих сталей швами, однородными с основным металлом без применения подогрева. Содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле, определяемое по методу спиртовой пробы, не превышало 1,5 см³ на 100 г металла. Для предотвращения холодных трещин использовали автоподогрев. Выбор параметров процесса сварки проводили таким образом, чтобы на определенном расстоянии от дуги обеспечивалась температура автоподогрева металла в зоне сварки, при которой удастся предотвратить образование холодных трещин. Основные показатели оптимизации процесса с использованием одно- и двухдуговой сварки представлены в табл. 1. Для обеспечения необходимой технологической прочности и требуемых механических свойств соединений оптимизация параметров режима и показателей автоподогрева осуществлялась с использованием двухдуговой сварки или выполнения процесса сварки одной дугой по схеме «за один проход два или три слоя». При оптимизации однодуговой сварки по схеме «за один проход один слой» возможно снижение механических свойств соединений из-за увеличения длительности пребывания металла при температурах выше $A_{с3}$.

Результаты многофазовых экспериментов (табл. 2) показали, что при получении соотношения $\sigma_{кр}/\sigma_{мш} = 0,7...0,9$ ($\sigma_{кр}$ — показатель оценки на замедленное разрушение в течение 24 ч с использованием методики составных образцов, $\sigma_{мш}$ — предел текучести высокопрочного металла шва, однородного с основным металлом) практически гарантируется получение сварных соединений, стойких против продольных и поперечных холодных трещин. На возможность использования показателя, аналогичного $\sigma_{кр}/\sigma_{мш}$, указывалось также в работе [18], однако относительно предельного значения этого отношения у авторов имеются расхождения.

Использование других инструментальных методов для оценки сварных соединений с многослойными швами (например, имплант с различными вариантами усовершенствования, классическое испытание на замедленное разрушение [1, 2]) не гарантируют необходимой корреляции применительно к оценке стойкости на поперечные и продольные трещины соединений с многослойными швами. Так, например, при сварке пробы типа ЦНИИТС размером 1200×1600 мм (сталь 30Х2Н2М толщиной 80 мм) по технологии, которая обеспечила высокую стойкость против образования продольных трещин, через 3–5 сут. имело место образование большого количества поперечных трещин по всей длине шва.

Существует точка зрения, что многие инструментальные методы следует применять для сравнительных испытаний. Однако сравнительные возможности этих методик исчерпываются раньше, чем необходимо для получения оптимального варианта. Не случайно, например, используя методику «имплант», были намерения ее усовершенствовать, применяя кольцевую выточку или винтовую нарезку образцов, и т. п.

Следует отметить, что получение термического и деформационного циклов, близких к соответствующим циклам сварки реальных соединений, обеспечивается при использовании предлощенной методики составных образцов. При этом нет проблем с нагрузкой образцов даже больших размеров, поскольку нагрузке подвергается фактически только металл шва независимо от размера образцов.

Оценку склонности к трещинообразованию в соответствии с работой [16] целесообразно проводить по сумме двух или трех слагаемых напряжений в жесткозакрепленном образце или вставке. Они включают значения напряжения непосредственно перед началом фазовых превращений, значения уменьшения напряжений растяжения в результате фазового изменения объема и значения напряжений после полного охлаждения образца или вставки [16]. В работах [6, 7] в качестве оценки склонности сварных соединений к образованию трещин принят показатель $\Delta\sigma_p$, представляющий собой разницу между напряжениями, действующими перед началом фазовых превращений, и непосредственно после их протекания с учетом температуры при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении. Основываясь на работах [6, 7, 16] и результатах

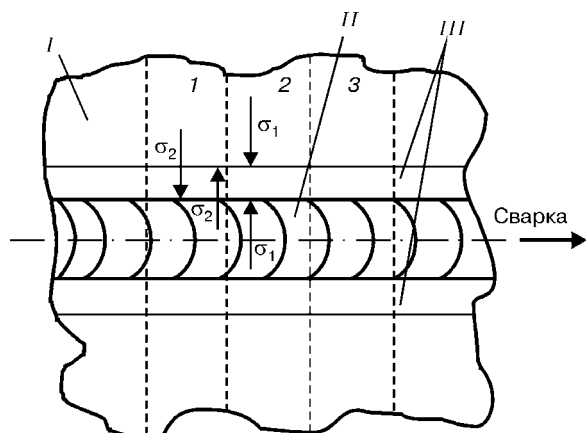


Рис. 2. Схема, иллюстрирующая возможность возникновения поперечных временных пиковых напряжений по мере прохождения превращений в металле ЗТВ с увеличением объема: I — фрагмент соединения (условно разбит на участки 1–3); II — сварной шов; III — металл ЗТВ; σ_1 и σ_2 — соответственно напряжения растяжения и сжатия

испытаний на поперечные трещины по методике составных образцов [14, 15] (где наблюдается возрастание растягивающих напряжений в металле шва вследствие увеличения объема металла в ЗТВ в результате фазовых превращений) можно сделать следующее предположение. Если рассматривать реальное сварное соединение (а не вставку или жесткозакрепленный образец ограниченного сечения), формирование напряжений растяжения в металле ЗТВ по мере охлаждения (когда происходит уменьшение объема металла, а затем и увеличение его при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении) может приводить к возникновению временных пиковых напряжений.

Примером может послужить схема фрагмента соединения с условной разбивкой его на составные участки (рис. 2). Если рассматривать изолированно участки 1 и 2 (когда на первом участке происходит превращение с увеличением объема, а на втором его еще нет), то на условном их стыке будут возникать кратковременные пиковые напряжения. Их уровень будет определяться суммой двух слагаемых: напряжений, действующих непосредственно перед началом фазового превращения, и значения, на которое уменьшаются напряжения растяжения в результате фазового увеличения объема металла образца ограниченного сечения. По мере протекания превращения в металле ЗТВ вдоль шва (что реально имеет место в сварном соединении), указанные пиковые напряжения будут формироваться синхронно с изменением места протекания превращения в металле ЗТВ.

Предлагаемый анализ стойкости соединений закаливающихся сталей с многослойными швами против образования трещин позволяет рекомендовать новый подход к комплексной оценке технологической прочности сварных соединений. Использование изложенного подхода может оказаться полезным не только при сварке швами, однородными с основным металлом, но и при сварке, например, высоколегированными аустенитно-мартенситными швами [19].

Выводы

1. Применительно к использованию количественных методов испытаний предложен комплексный подход к оценке технологической прочности соединений толстолистовых закаливающихся сталей с многослойными швами, основанный на оценке стойкости соединений против продольных и поперечных трещин с учетом взаимодействия напряжений, возникающих при сварке в результате термического воздействия и фазовых превращений. Представленные обоснования подтверждаются данными, полученными при исследовании жестких крупногабаритных проб.

2. С учетом изложенного подхода обоснована и экспериментально подтверждена возможность использования методики составных образцов для оценки не только металла шва, но и сварного соединения в целом, поскольку она позволяет оценить взаимное влияние металла шва на ЗТВ и наоборот.

3. Высказано предположение, что данные по взаимному воздействию термических напряжений и напряжений, вызванных фазовыми изменениями объема металла в зоне сварки, при изучении образцов ограниченных размеров (типа вставки или жестко зафиксированного образца), требуют существенного уточнения при трактовке взаимодействия этих напряжений в реальных сварных соединениях.

1. *Технология* электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
2. Макара А. М., Мосендз Н. А. Сварка высокопрочных сталей. — Киев: Техніка, 1971. — 140 с.
3. Макаров Э. Л. Холодные трещины. — М.: Машиностроение, 1981. — 248 с.
4. Шоршоров М. Х. Металловедение сварки стали и титана. — М.: Наука, 1965. — 336 с.
5. Касаткин С. Б., Миходуй Л. И., Гордонный В. Г. Методические подходы к комплексному исследованию замедленного и хрупкого разрушения сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей // Там же. — 1996. — № 2. — С. 58–60.
6. Оценка сопротивляемости сварных соединений стали 15Х2МФА образованию холодных трещин / Б. С. Касаткин, В. И. Бреднев, А. К. Царюк, Ю. М. Журавлев // Автомат. сварка. — 1993. — № 5. — С. 3–7.
7. Царюк А. К., Бреднев В. И. К вопросу о природе образования холодных трещин при сварке закаливающихся сталей // Там же. — 1998. — № 10. — С. 9–13.
8. Царюк А. К., Бреднев В. И. Проблемы предупреждения холодных трещин // Там же. — 1996. — № 1. — С. 36–40.
9. Касаткин Б. С., Бреднев В. И. Особенности механизма образования холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей // Там же. — 1985. — № 8. — С. 1–6, 18.
10. Миходуй Л. И., Позняков В. Д., Ющенко А. К. Сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений стали 12ХГН2МФДРА // Там же. — 2000. — № 11. — С. 5–10.
11. Мусияченко В. Ф., Касаткин С. Б. Распределение водорода в сварном соединении легированной стали и его влияние на образование холодных трещин (Обзор литературы) // Там же. — 1985. — № 9. — С. 3–8.
12. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Там же. — 1997. — № 5. — С. 3–12.
13. 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.
14. Назарчук А. Т., Стеренбоген Ю. А., Косяков В. П. Методика оценки склонности металла шва к образованию по-



- перечных трещин // Там же. — 1984. — № 12. — С. 7–10.
15. Назарчук А. Т., Свердел И. П. Стойкость соединений закаливающих сталей с многослойными швами против образования трещин // Там же. — 1994. — № 1. — С. 15–19.
 16. А. с. 1585709 СССР, МКИ G01 № 3/00. Способ испытания сварных соединений закаливающих сталей на склонность к образованию холодных трещин / А. Т. Назарчук, В. П. Косяков. — № 4423299/25-28; Заявл. 07.05.88; Оpubл. 15.08.90; Бюл. № 30.
 17. Шлепаков В. Н., Гилюк С. П. Использование валиковой щелевой пробы для определения влияния водорода на образование холодных трещин // Автомат. сварка. — 1987. — 4. — С. 37–39.
 18. Стеренбоген Ю. А., Бурский Г. В. Метод оценки стойкости ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей против образования холодных трещин // Там же. — 1987. — № 3. — С. 1–5.
 19. Списарь 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.

Peculiarities of development of a new approach to estimation of technological strength of the joints with multilayer welds in hardenable steel are considered. The possibility of using the method of composite specimens for evaluation of the weld metal and, in addition, of the welded joint as a whole has been substantiated on the basis of the above peculiarities and experimentally proved.

Поступила в редакцию 29.10.2002





О ТОЛЩИНЕ ПРОСЛОЙКИ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА ПОД ДУГОЙ ПРИ НАПЛАВКЕ ПОД ФЛЮСОМ

А. Д. РАЗМЫШЛЯЕВ, д-р техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь, Украина)

Предложена методика определения толщины прослойки жидкого металла при дуговой наплавке. Изучены процессы оплавления (расплавления) сварочной дугой тугоплавких вставок из вольфрама и тантала, а также растворения их жидким металлом сварочной ванны. Показано, что удаление жидкого металла ванны при наплавке позволяет повысить достоверность данных о толщине прослойки жидкого металла под дугой.

Ключевые слова: дуговая наплавка, сварочная дуга, жидкий металл ванны, скрытая составляющая длины дуги, толщина прослойки жидкого металла под дугой

Эффективность дуговой сварки и наплавки, а также качество сварных швов и наплавленных валиков в значительной степени определяются процессами, протекающими в сварочной ванне, ее формой и размерами. Из многих факторов, влияющих на эти процессы, важными являются скрытая составляющая длины дуги $l_{д.с}$ и толщина прослойки жидкого металла под дугой $\delta_{ж}$. Они пока еще мало изучены, особенно для случаев дуговой сварки и наплавки под флюсом. В зоне плавления (в зоне основного металла под дугой) эти величины связаны соотношением

$$l_{д.с} \approx H_{пр} - \delta_{ж}, \quad (1)$$

где $H_{пр}$ — глубина проплавления основного металла.

Определение значения $l_{д.с}$ расчетным путем не представляется возможным из-за наличия твердой передней стенки кратера ванны и отсутствия достоверных данных о давлении дуги при сварке (наплавке) плавящимся электродом (особенно дугой под флюсом). Поэтому целесообразно определить значения $\delta_{ж}$ экспериментальным путем, а $l_{д.с}$ вычислить с помощью выражения (1).

В известных методиках для определения значения $\delta_{ж}$ [1–6] используют тугоплавкие вставки, температура плавления которых выше, чем у основного металла. Однако при этом не учитывалось возможное растворение этих вставок жидким металлом сварочной ванны, что могло привести к занижению экспериментальных данных. Основанием для такого предположения явились полученные нами ранее и опубликованные в работе [5] данные о зависимости значения $\delta_{ж}$ от толщины $\delta_{та}$ тугоплавкой вставки — пластины из тантала шириной 5 мм (рис. 1). При этом с уменьшением толщины вставки интенсивность растворения последней жидким металлом ванны возрастала. О растворении вставки свидетельствовали характерный заостренный вид ее верхушки и наличие вокруг нее растворенного материала вставки (рис. 2). При использовании известных методик для определения $\delta_{ж}$ с помощью тугоплавких вставок возможна по-

решность. Причем у разных исследователей [1–4] она различна, при этом данные о значениях $\delta_{ж}$ являются заниженными.

Однако можно также предположить (этот фактор не учитывался ни одним из исследователей), что при увеличении толщины (диаметра) вставок, последние не полностью оплавливались сварочной дугой, что могло привести к завышению значений $\delta_{ж}$. Таким образом, процессы расплавления (оплавления) вставок дугой, а также растворения их жидким металлом ванны, от которых зависит достоверность экспериментальных данных о значениях $\delta_{ж}$, пока не изучены.

Целью настоящей работы явилось совершенствование методики экспериментального определения толщины прослойки жидкого металла под дугой $\delta_{ж}$ при сварке и наплавке. Методика основана на использовании тугоплавких вставок и предусматривает введение соответствующей поправки на интенсивность растворения вставки жидким металлом сварочной ванны с учетом возможности расплавления дугой выступающих частей вставки над уровнем жидкого металла ванны.

Процессы расплавления (оплавления) вставок дугой и растворения их жидким металлом ванны исследовали экспериментально при наплавке на

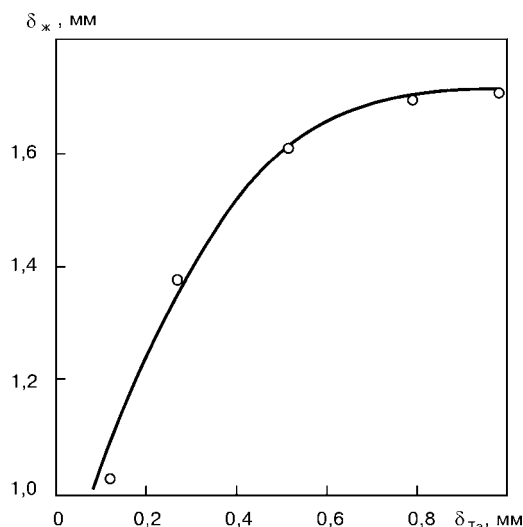


Рис. 1. Зависимость толщины прослойки жидкого металла под дугой $\delta_{ж}$ от толщины вставки (пластины из тантала) $\delta_{та}$ при наплавке проволокой Св-08 диаметром 5 мм на пластину из стали СтЗсп на режиме: $I_{н} = 760 \dots 810$ А; $U_{д} = 32 \dots 33$ В; $v_{н} = 10$ м/ч



Рис. 2. Макрошлиф наплавки с тугоплавкой вставкой

постоянном токе при обратной полярности. Как и в работах [1–4], для сварки (наплавки) низкоуглеродистых сталей использовали вставки из тантала и вольфрама.

При изучении процесса оплавления тугоплавких вставок дугой в стыке пластин толщиной 20 мм из стали СтЗсп вдоль оси предполагаемого движения дуги с шагом 50 мм размещали вставки из фольги шириной 5,00 мм, толщиной 0,25 и 0,50 мм, а также проволоку диаметром 0,50 мм и прутки диаметром 1,0; 1,5 и 2,0 мм из тантала и вольфрама. Вставки выступали на 4 мм над поверхностью пластины. Пластины устанавливали вертикально для того, чтобы стык со вставками располагался горизонтально. Вставки оплавливали открытой дугой при автоматической сварке проволокой диаметром 5 мм на следующем режиме: $I_{св} = 700...750$ А; $U_{д} = 35...37$ В; $v_{св} = 10$ и 40 м/ч. При этом вставки растворению жидким металлом ванны не подвергались. После воздействия дугой оказалось, что только прутки из вольфрама диаметром 2 мм выступали над поверхностью пластины (кратера) на 2,5 мм при $v_{св} = 10$ м/ч и на 4,0 мм при $v_{св} = 40$ м/ч. Затем опыт повторили, уменьшив ток до $400...450$ А. При этом неоплавленными оказались также только прутки из вольфрама диаметром 2 мм и на такую же длину. Следовательно, применительно к процессам дуговой сварки и наплавки под флюсом, при которых используются значительный ($400...750$ А и более) сварочный ток, возможно применять все указанные выше тугоплавкие вставки, кроме прутков из вольфрама диаметром 2 мм. При других условиях сварки и наплавки для того, чтобы используемые вставки полностью оплавливались дугой, необходимо дополнительно определить их размеры.

Исследовали растворение вставок из вольфрама и тантала жидким металлом ванны при сварке. Вставки опускали в хвостовую часть ван-

Таблица 1. Средняя скорость растворения v_p (мм/с) тугоплавких вставок жидким металлом ванны при сварке в углекислом газе

Тип и размер вставки, мм	Материал вставки	
	Ta	W
Пруток $\varnothing 2,0$	0,08	—
Проволока $\varnothing 0,5$	1,20	0,50
Фольга (пластина):		
$5 \times 0,25$	2,20	0,95
$5 \times 0,50$	1,20	0,60
$5 \times 1,00$	0,50	0,41

ны (до ее дна) и передвигали их на расстояние 15 мм от оси электрода (дуги) в течение определенного времени. Затем выполняли сварку в углекислом газе проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм на режиме: $I_{св} = 370...380$ А; $U_{д} = 35...37$ В; $v_{св} = 10$ м/ч. При этом максимальную стойкость против растворения показала вставка вольфрама (табл. 1). Средняя скорость растворения v_p вставок из тантала примерно в 2 раза больше, чем вставок из вольфрама. Укорочение вставок практически линейно связано со временем. Скорость растворения тугоплавких вставок в жидком металле одинакова, если толщина фольги (пластины) и диаметр проволоки (прутка) равны. Скорость растворения вставок из вольфрама диаметром 0,5 мм составляла примерно 0,5 мм/с.

Чтобы получить количественные данные о растворении тугоплавких вставок жидкой ванной при сварке (наплавке) под флюсом процесс наплавки проволокой Св-08А диаметром 4 мм под флюсом АН-348А выполняли на режиме: $I_{св} = 780...810$ А; $U_{д} = 28...30$ В; $v_{н} = 7,2$ м/ч. Тугоплавкие вставки располагали на стыке двух пластин из стали СтЗсп толщиной 20 мм. Причем вставки выступали на 10 мм над поверхностью пластин. Ось стыка, по которой располагали вставки, отстояла на 15 мм от оси предполагаемого валика. В связи с малым напряжением на дуге тугоплавкие вставки подвергались лишь воздействию жидкого металла ванны, а не дуги. Время воздействия жид-

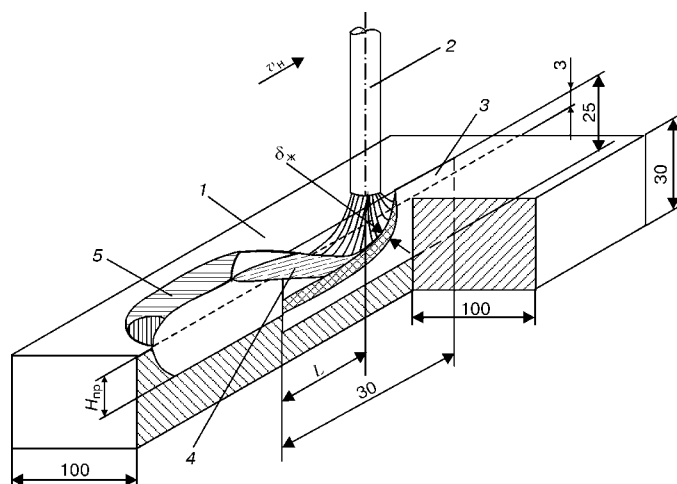


Рис. 3. Схема образца для измерения толщины прослойки жидкого металла под дугой при наплавке: 1 — основной металл; 2 — электрод; 3 — тугоплавкая вставка; 4 — жидкий металл ванны; 5 — наплавленный металл

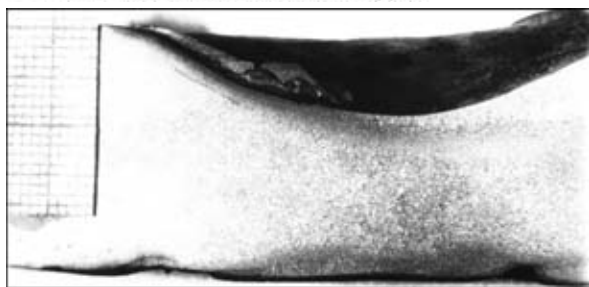


Рис. 4. Макрошлиф наплавки с тугоплавкой вставкой после выплеска сварочной ванны

кого металла на вставки, согласно расчетам с учетом высоты расположения оплавленных вставок, а также экспериментальных данных о размерах сварочной ванны, составляло 5... 10 с. Укорочение вставок отсчитывали от верхней поверхности валика над вставкой, поскольку выше этой поверхности они растворялись под воздействием жидкого шлака. Данные табл. 2 свидетельствуют о том, что скорость растворения тугоплавких вставок при наплавке под флюсом не больше, чем при наплавке в углекислом газе. Средняя скорость растворения вставки v_p из вольфрама диаметром 0,5 мм (и фольги такой же толщины) составляет около 0,5 мм/с. Примерно такие же значения v_p получены при использовании вставки из тантала диаметром 1 мм и фольги толщиной 1 мм.

Как показали оценки, скорость продвижения фронта плавления в глубь основного металла в диапазоне глубин (относительно поверхности пластины) 0... 5; 5... 10 и 10... 15 мм при наплавке под флюсом ($I_{св} = 750... 800$ А, $U_d = 33... 35$ В, $v_n = 20$ м/ч) составляет соответственно 5,0, 2,0 и 1,5 мм/с. Это больше, чем скорость растворения вставок. При сварке и наплавке проволокой под флюсом в этом случае данные о толщине прослойки жидкого металла на передней стенке кратера будут достоверными, если использовать вставки из вольфрама в виде фольги толщиной 0,5 мм либо в виде проволоки диаметром 0,5 мм, а также вставки из тантала в виде фольги толщиной 1 мм либо проволоки диаметром 1 мм. Целесообразно удаление (выплеск) жидкого металла ванны. При этом значительно упрощается методика определения $\delta_{ж}$, поскольку кратер не залит закристаллизовавшимся

Таблица 2. Средняя скорость растворения v_p (мм/с) тугоплавких вставок жидким металлом ванны при наплавке под флюсом

Тип и размер вставки, мм	Материал вставки	
	Ta	W
Пруток $\varnothing$ 2,0	0,08	0,010
Пруток $\varnothing$ 1,5	0,20	0,015
Пруток $\varnothing$ 1,0	0,50	0,020
Проволока $\varnothing$ 0,5	1,10	0,520
Фольга (пластина):		
5 $\times$ 0,25	2,20	0,750
5 $\times$ 0,50	1,20	0,400
5 $\times$ 1,00	0,50	—
10 $\times$ 0,50	1,10	0,400
30 $\times$ 0,50	1,05	0,380

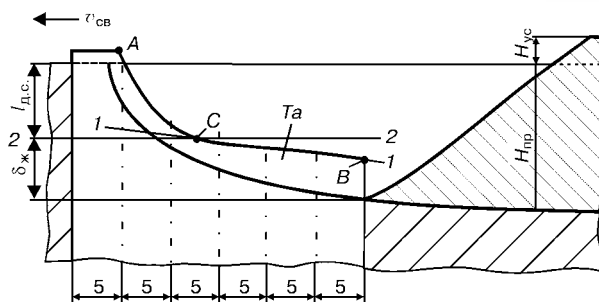


Рис. 5. Схема к оценке скрытой составляющей длины дуги (толщины прослойки жидкого металла) при дуговой наплавке (ACB — линия оплавления вставки; H_{yc} — высота усиления; остальные обозначения см. в тексте)

жидким металлом и нет необходимости выполнять поперечные макрошлифы наплавки, а размеры тугоплавкой вставки в кратере можно измерить.

Предлагается применительно к сварке и наплавке под флюсом использовать тугоплавкие вставки в виде фольги значительной (например, 30 мм) протяженности вдоль оси шва. Размер вставки по высоте должен быть больше глубины проплавления металла. По этой методике вставку размещают в стыке пластин вдоль предполагаемой оси валика (шва). Когда головная часть ванны в процессе наплавки располагается в зоне тугоплавкой вставки (рис. 3), производится выплеск жидкого металла ванны, например, с помощью ударного устройства, описанного в работе [4].

Эксперименты по наплавке проволокой под флюсом показали, что толщина прослойки жидкого металла на передней стенке увеличивается по мере углубления в кратер (рис. 4). Характерно также, что при крутом фронте оплавления вставки на передней части ванны эта кромка опускается почти прямолинейно и на незначительное расстояние (на участке после точки перегиба С длиной 20... 25 мм — на 1,0... 1,5 мм) (рис. 5). Расчеты показали, что после точки перегиба укорочение вставки происходит со скоростью ее растворения жидким металлом ванны (табл. 2). Для определения значения скрытой составляющей длины дуги $l_{д.с}$ необходимо найти точку перегиба (точка С на рис. 5). Поскольку в зависимости от толщины вставки интенсивность ее растворения различна, то возможны различные углы наклона кромки этой вставки на участке, расположенном ниже уровня $l_{д.с}$. Для определения $l_{д.с}$ необходимо провести осредняющую линию 1-1 до пересечения ее с кромкой вставки на передней стенке кратера, определив таким образом место расположения точки С. Горизонтальная линия 2-2 соответствует самому нижнему уровню расположения активного пятна дуги на передней стенке кратера и представляет собой скрытую составляющую длины дуги $l_{д.с}$ (рис. 5). Расстояние от линии 2-2 до самой нижней точки дна кратера является толщиной (глубиной) жидкого слоя $\delta_{ж} = H_{пр} - l_{д.с}$.

Данные о значениях $\delta_{ж}$, полученные при наплавке проволокой Св-08А диаметром 4 мм под флюсом АН-348А на пластины из стали СтЗсп толщиной 20 мм, приведены в табл. 3. Значения скрытой составляющей длины дуги $l_{д.с}$ достигают



Таблица 3. Зависимость параметров кратера ванны от режима наплавки

№ наплав- ленного валика	Диаметр проволоки, мм	Параметры режима наплавки		Параметры кратера ванны			
		I_n , А	v_n , м/ч	$H_{пр}$, мм	$l_{д.с}$, мм	$\delta_{ж}$, мм	$l_{д.с}/H_{пр}$
1	4	550...560	36	7,0	3,5	3,5	0,50
2		550...560	66	5,4	3,5	1,9	0,65
3		510...530	90	2,7	1,7	1,0	0,65
4		780...810	32	10,8	7,0	3,8	0,65
5		780...810	60	7,0	5,0	2,0	0,71
6	5	780...810	12	4,5	1,5	3,0	0,33
7		500...510	12	8,5	5,5	3,0	0,65
8		760...810	12	14,0	9,5	4,5	0,68
9		950...1000	20	6,6	4,7	1,9	0,71
10		760...810	40	5,3	3,5	1,8	0,66
11		760...810	12	6,0	1,8	4,2	0,30
12		760...810	12	13,0	11,7	1,3	0,90

Примечания: 1. $U_d = 33...35$ В. 2. Валики № 11, 12 выполнены при наплавке соответственно на спуск и подъем; угол наклона пластины к горизонту составляет 8°.

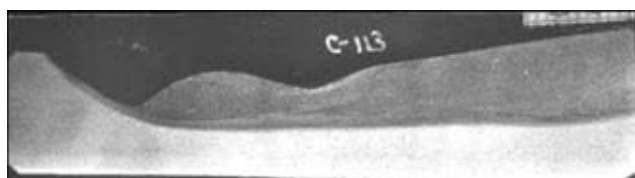


Рис. 6. Вид кратера сварочной ванны в продольном сечении при наплавке проволокой Св-08А диаметром 4 мм под флюсом АНЗ48А на режиме $I_n = 680...700$ А; $U_d = 38...40$ В; $v_n = 72$ м/ч

примерно $(1/2...1/3)H_{пр}$. Аналогичные количественные данные получены и при наплавке под керамическим флюсом типа ЖСН-1. Исходя из всех этих данных можно сделать вывод, что состав флюса влияет на значения $\delta_{ж}$ и $l_{д.с}$ несущественно.

Для определения значения $\delta_{ж}$ под дугой можно применять, как и указано в работах [1, 2], тугоплавкие вставки круглого сечения (проволоку либо прутки). Однако в соответствии с предлагаемой методикой необходимо после прохождения электродом сечения с тугоплавкой вставкой произвести выплеск металла сварочной ванны. При этом следует измерить расстояние L от оси электрода (в момент выплеска ванны) до сечения с тугоплавкой вставкой, значения $\delta_{ж}$, а также учесть поправку на растворение тугоплавкой вставки жидким металлом ванны Δ . Тогда толщина жидкой прослойки с учетом поправки составит

$$\delta'_{ж} = \delta_{ж} + \Delta = \delta_{ж} + v_p L / v_n$$

Данные о скорости растворения вставок можно взять из табл. 2, 3.

Method for estimation of thickness of the molten metal interlayer during arc surfacing is suggested. Processes of melting (fusion) of refractory inserts of tungsten and tantalum by the welding arc, as well as their dissolution under the effect of the molten pool metal are considered. It is shown that removal of the molten pool metal during surfacing allows improvement of reliability of the data on thickness of the molten metal interlayer under the arc.

С учетом полученных в настоящей работе сведений о расплавлении дугой и растворении жидким металлом ванны тугоплавких вставок можно утверждать, что приведенные в работе [6] данные о распределении толщины прослойки жидкого металла на передней стенке кратера ванны представляются заниженными, поскольку получены по методике, при которой не осуществлялся выплеск сварочной ванны и тугоплавкая вставка подвергалась растворению жидким металлом ванны.

Представленные в настоящей работе данные о существенных значениях скрытой составляющей длины дуги $l_{д.с}$ качественно подтверждаются наличием лунки, наблюдаемой в зоне дуги (рис. 6),

когда в процессе экспериментальной наплавки под флюсом осуществляется быстрое перемещение (ударом) электрода в направлении, перпендикулярном направлению наплавки.

Выводы

1. Учет процессов оплавления тугоплавких вставок сварочной дугой и растворения их жидким металлом сварочной ванны позволил повысить достоверность экспериментальных данных о толщине прослойки жидкого металла под дугой при наплавке под флюсом.
2. При дуговой наплавке под флюсом значения скрытой составляющей длины дуги значительны и составляют приблизительно $1/2...1/3 H_{пр}$ основного металла.

1. Чернышов Г. Г., Рыбачук А. М. О толщине жидкой прослойки под дугой // Технология и автоматизация процессов сварки и пайки. — М.: Машиностроение, 1969. — С. 67–73.
2. А. с. 1625629 (СССР), МПК В 23 К 2800. Способ исследования процесса проплавления металла / А. Н. Корниенко, Я. А. Романенко. — Опубл. 02.03.85; Бюл. № 5.
3. Лецинский Л. К., Павлов И. В. Толщина жидкой прослойки под дугой при наплавке ленточным электродом и проволокой // Автомат. сварка. — 1975. — № 3. — С. 75–76.
4. Размышляев А. Д. Исследование скорости движения жидкого металла в сварочной ванне при дуговой наплавке под флюсом // Свароч. пр-во. — 1979. — № 9. — С. 3–5.
5. Размышляев А. Д. Методика для определения толщины жидкой прослойки под дугой при сварке. — Мариуполь, 1990. — 10 с. — Деп. в УкрНИИТИ.
6. Размышляев А. Д., Лецинский Л. К., Нестеренко К. Л. Распределение толщины прослойки жидкого металла по длине кратера сварочной ванны // Автомат. сварка. — 1975. — № 12. — С. 62–63.

Поступила в редакцию 02.12.2002,
в окончательном варианте 03.02.2003



ОПТИМИЗАЦИЯ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ ТОНКИХ ДИСКОВ С УЧЕТОМ ТЕПЛОВОГО И ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ЭКРАНИРОВАНИЯ

О. Н. ШАБЛИЙ, д-р физ.-мат. наук, **Ч. В. ПУЛЬКА**, канд. техн. наук (Тернопольский гос. техн. ун-т им. И. Пулюя),
А. С. ПИСЬМЕННЫЙ, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Получена математическая модель для определения температурного поля в процессе наплавки диска с помощью двухвиткового кольцевого индуктора с учетом теплового и электромагнитного экранирования, которая позволяет оптимизировать указанную температуру в зоне наплавки диска в зависимости от параметров индуктора, диска, электромагнитного и теплового экранов, а также электрического тока.

Ключевые слова: индукционная наплавка, тонкие диски, двухвитковый кольцевой индуктор, оптимизация параметров индуктора, температурное поле, тепловое и электромагнитное экранирование, исследование, расчеты

В работе [1] проведены исследования по оптимизации конструктивных параметров двухвиткового кольцевого индуктора для наплавки тонких круглых и фасонных дисков произвольного диаметра и ширины зоны наплавки с учетом экранирования только электромагнитного поля с целью получения заданного распределения мощности по ширине зоны наплавки. В зависимости от диаметра диска и ширины зоны наплавки, а также с учетом значений коэффициентов экранирования электромагнитных полей ($K_3 = 1$, $K_3 = 0,25$, $K_3 = 0$ — полное экранирование) подбираются конструктивные размеры двухвиткового кольцевого индуктора [1].

Представляет интерес исследование температурного поля в зоне наплавки с разработкой математической модели для нахождения температуры в диске через параметры двухвиткового кольцевого индуктора, с помощью которого осуществляется нагрев с учетом одновременно электромагнитного и теплового экранирования [2], которые существенно влияют на распределение температуры в зоне наплавки. Разработанная модель позволит проектировать нагревательную систему (индуктор, тепловой и электромагнитный экраны, деталь) для наплавки тонких круглых и фасонных дисков.

Пусть круглый диск (рис. 1) толщиной $2h$ и радиусом r_2 нагревается с помощью двухвиткового кольцевого индуктора. В этом случае удельная мощность тепловых источников, которые возникают в области диска вследствие действия электромагнитного поля, имеет вид [1]

$$w = \frac{\sigma \omega^2 \mu_0^2}{128 \pi^2 h} [\Delta I_1^2 A^2 a_1^2 + \Delta I_2^2 a_2^2 B^2 + 4 h a_1^2 I_1^2 C^2 e^{-2(r_2 - r)/\Delta}], \quad (1)$$

где A^2 , B^2 , C^2 — функции радиуса r [3], геометрических размеров индуктора и диска h_1 , h_2 , $2h$, a_1 , a_2 , r_2 (рис. 2), а также физических параметров электромагнитного поля; $\Delta = \sqrt{2/(\omega \mu \sigma)}$ — глубина проникновения электромагнитного поля

в материал диска (ω — круговая частота электромагнитного поля; μ — магнитная проницаемость; σ — электрическая проводимость), $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м.

Температурное поле в диске удовлетворяет уравнению теплопроводности [4]

$$\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} - m^2 T - \frac{1}{a} \frac{\partial T}{\partial t} = -\frac{w}{\lambda}, \quad \left(m^2 = \frac{\alpha}{\lambda h}\right), \quad (2)$$

где λ — коэффициент теплопроводности материала диска; α — коэффициент теплоотдачи в среду при отсутствии экрана; $T = T_1 - T_c$ (T_1 , T_c — соответственно температура диска и среды); граничные условия

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0 \quad \text{при } r = 0; \quad (3)$$

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial r} + \alpha T = 0 \quad \text{при } r = r_2. \quad (4)$$

Анализ подсчетов, приведенный в работе [1], показывает, что электромагнитное экранирование удельной мощности тепловых источников на торце диска значительно влияет на равномерность ее распределения по радиусу, особенно по ширине зоны наплавки ($r_2 - r_3 = 10 \dots 50$ мм). Если на торце диска реализовать также тепловое экранирование (рис. 1), то поток тепла через торец будет значительно уменьшен или совсем приостановлен, что значительно повлияет на уровень распределения

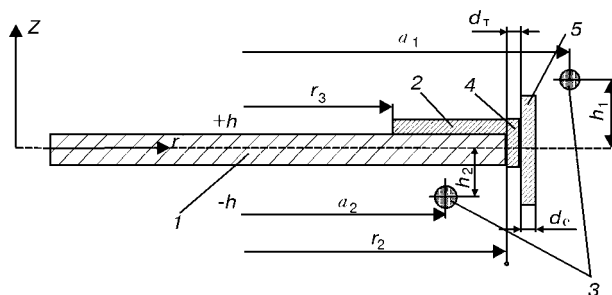


Рис. 1. Поперечное сечение нагревательной системы: 1 — деталь; 2 — шихта; 3 — кольцевой двухвитковый индуктор; 4, 5 — соответственно тепловой и электромагнитный экраны

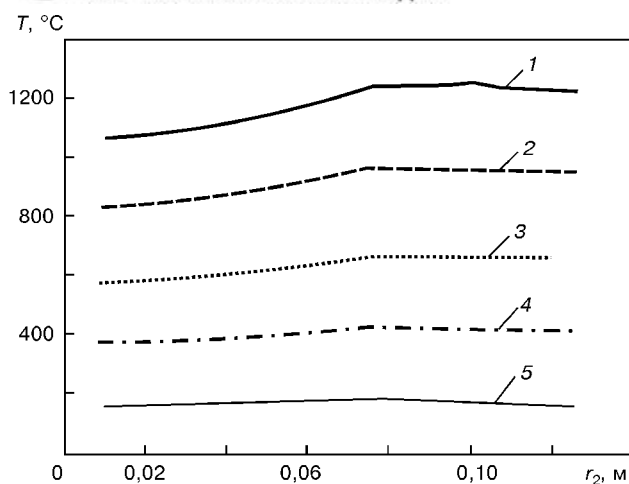


Рис. 3. Распределение температуры по радиусу диска $r_2 = 0,125$ м для различных моментов времени: 1 — 22; 2 — 19; 3 — 15; 4 — 11; 5 — 5 с

тельной системы: радиус внешнего витка индуктора $a_1 = 0,131$ м (см. рис. 1, 2), критерий $B_i = 0,27$ (для теплоизоляционного материала на внешнем контуре диска из асбошиферного слоя толщиной $d_t = 0,004$ м, радиус $r_3 = 0,075$ м (см. рис. 1), время наплавки $\tau = 22$ с, $\lambda = 0,35$ Вт/(м⁰·С).

Экспериментальные данные подтверждают, что температура наплавки $T_1 = 1220$ °С. Тогда при $T_c = 20$ °С имеем $T_{зд} = 1200$ °С. Если электромагнитный экран изготовлен из меди, то при круговой частоте $\omega = 2\pi \cdot 440$ кГц глубина проникновения электромагнитного поля в экран составляет $\Delta_e = 0,1$ мм.

Возьмем за параметры оптимизации a_2 , h_2 , h_1 , A , K_e . Выполнив процедуру минимизации функционала по этим параметрам, получим их значения: $a_2 = 0,0945$ м; $A = 165,20$; $K_e = 0,655$; $h_2 = 0,0315$ м; $a_1 = 0,131$ м; $h_1 = 0,01$ м, $r_3 = 0,075$ м.

Результаты вычислений температуры в области диска при этих значениях в различные моменты времени представлены в таблице, а их графическое изображение — на рис. 3. Из рисунка видно, что по ширине зоны наплавки (в данном случае $S = r_2 - r_3 = 0,125 - 0,075 = 0,05$ м) температура почти одинаковая, отклонение от заданной составляет 0,5 %, и равна 1200 °С за время $\tau = 22$ с (что очень важно при индукционной наплавке). Поскольку твердый сплав (для примера ПГ-С1) расплавляется от поверхности основного металла, толщина наплавленного металла по всей рабочей поверхности равномерная.

После проведенного анализа следует, что конечная (при $\tau = 22$ с) температура в зоне наплавки в данном случае отклоняется от необходимой не более, чем на 0,5 %. Для реализации найденного оптимального коэффициента электромагнитного экранирования $K_e = 0,655$ достаточно, согласно формуле (6), использовать медную пластинку толщиной $d_e = 0,021$ мм, т. е. практически можно выполнить напыление теплового экрана медным порошком или наклеить медную фольгу такой же толщины.

При расчетах приняты следующие данные:

Результаты вычислений температуры (°С) в различных моменты времени в зависимости от радиуса диска

r_2 , м	τ				
	5	11	15	19	22
0,010	129,82	347,82	543,63	792,95	1023,71
0,020	131,79	352,20	550,40	802,74	1036,20
0,030	133,33	357,25	558,69	815,69	1052,42
0,040	137,38	367,11	573,66	836,58	1079,77
0,050	140,55	376,76	589,08	859,19	1108,96
0,060	145,98	390,55	610,06	889,09	1146,96
0,070	150,74	402,31	627,75	914,10	1178,64
0,075	155,25	412,48	624,39	934,13	1199,76
0,080	154,59	410,35	639,98	931,55	1202,21
0,090	154,01	411,21	641,67	934,36	1204,68
0,095	152,86	411,99	641,96	935,54	1205,64
0,100	154,90	413,08	644,25	937,72	1205,64
0,105	154,57	412,16	642,79	935,57	1205,93
0,110	154,62	411,99	641,96	934,56	1201,72
0,120	156,55	413,50	642,76	933,56	1201,99
0,124	157,89	414,78	643,65	933,87	1201,74
0,125	157,67	414,10	642,54	932,22	1199,59

для диска: $2h = 3$ мм; $c = 846$ Дж/(кг·°С); $\lambda = 40$ Вт/(м·°С); $\gamma = 5969,2$ кг/м³; $\sigma = 1,25 \cdot 10^{-6}$ 1/(Ом·м); $r_2 = 0,125$ м; $\alpha = 455$ Вт/(м²·°С); $r_3 = 0,075$ м; $\tau = 22$ с; $T_{зд} = 1200$ °С. Основной металл — сталь Ст3, наплавленный сплав ПГ-С1, толщина наплавленного металла 0,8...1,5 мм;

для индуктора (медного): $\mu = 2,75\mu_0$; $\epsilon_0 = 8,854 \cdot 10^{-12}$ Ф/м; $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м; $\omega = 2,763 \cdot 10^{-6}$ Гц; $c_1 = 5,0$ мм; $c_2 = 8,0$ мм; $\rho = 0,17 \cdot 10^{-7}$ Ом·м;

для электромагнитного экрана (медного): $\sigma_e = \frac{1}{\rho} = \frac{1}{0,17 \cdot 10^{-7}} = 58,8 \cdot 10^6$ 1/(Ом·м); $\mu_e = \mu_0 = 1,4\pi \cdot 10^{-7} = 12,56 \cdot 10^{-7}$ Гн/м; $K_e = 0,655$.

Для теплового экрана (асбошифер): $d_t = 0,004$ м; $\lambda = 0,35$ Вт/(м·°С); $\alpha = 455$ Вт/(м²·°С); $K_t = \lambda/(d_t \alpha) = 0,192$.

Выводы

1. Полученная математическая модель для нахождения температуры в диске через параметры двухвиткового кольцевого индуктора, с помощью которого осуществляется нагрев с использованием электромагнитного и теплового экранирования, позволяет оптимизировать указанную температуру в зоне наплавки диска в зависимости от параметров индуктора, диска, электромагнитного и теплового экранов, а также электрического тока в индукторе.

2. Разработанный алгоритм позволяет также проектировать нагревательную систему (индуктор, тепловой и электромагнитный экраны, деталь), которая обеспечивает необходимые условия для выполнения технологического процесса наплавки.



3. Разработанная нагревательная система обеспечивает достижение необходимой температуры в зоне наплавки с точностью до 0,5 %.

4. Разработана методика нахождения коэффициентов электромагнитного и теплового экранов, с помощью которых осуществляется регулирование температуры по ширине зоны наплавки со сложной геометрической формой поверхности.

1. Шаблій О. Н., Пулька Ч. В., Письменный А. С. Оптимизация параметров индуктора для равномерного нагрева дисков по ширине зоны наплавки с учетом экранирования // Автомат. сварка. — 2002. — № 11. — С. 24–26.

2. Положительное решение на выдачу патента по заявке 2002119491. Устройство для регулирования мощности в зоне наплавки / О. Н. Шаблій, Ч. В. Пулька, М. С. Михайлишин и др. — Дата подачи заявки 28.11.2002.
3. Шаблій О. Н., Пулька Ч. В., Письменный А. С. Оптимизация конструктивных параметров индуктора для индукционной наплавки тонких стальных дисков // Автомат. сварка. — 1997. — № 6. — С. 17–20.
4. Шаблій О. Н., Пулька Ч. В., Будзан Б. П. Оптимизация энергозатрат при индукционной наплавке тонкостенных дисков // Там же. — 1987. — № 1. — С. 36–39.
5. Семенов Н. А. Техническая электродинамика. — М.: Связь, 1973. — 480 с.
6. Исаченко В. П., Осипова В. А., Сукомел А. С. Теплопередача. — 4-е изд., перераб. и доп. — М.: Энергоиздат, 1981. — 416 с.

Mathematical model has been developed in this article to determine the temperature field in the process of disc surfacing using a two-turn circular inductor with allowance for heat and electromagnetic screening. This model makes it possible to optimize the mentioned temperature in the zone of disc surfacing depending on parameters of inductor, disc, electromagnetic and heat screens, as well as electric current.

Поступила в редакцию 09.06.2003



MR-Chemie — качество и надежность при контроле поверхностей на наличие трещин

Материалы МР-Хеми (Германия) для капиллярного и магнитопорошкового контроля со склада в Киеве



Продукция МР-Хеми:

- жидкие пенетранты, цветные и флуоресцентные;
- линии для контроля жидкими пенетрантами;
- аэрозольное оборудование;
- материалы для магнитопорошковой дефектоскопии черные и флуоресцентные, концентраты;
- ручные магниты, блоки питания;
- ультрафиолетовые лампы, переносные и стационарные;
- контрольные образцы;
- измерительное оборудование;
- вакуумные теческатели, насосы и принадлежности.

Представительство в Украине:

НПФ «Диагностические приборы»
03126, Киев-126, а/я 507/8
Офис: бул. И.Ленсе 46
Тел./факс: (044) 484-70-33, 484-03-69
E-mail: ultracon@ukrpack.net





ВЛИЯНИЕ МАТЕРИАЛА ЭЛЕКТРОДОВ НА ЗНАК СУММАРНОГО ПРИЭЛЕКТРОДНОГО ПАДЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЯ

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

Показано, что знак и значение разности потенциалов между замыкающимися электродами (сумма приэлектродных падений напряжения) зависят главным образом от теплофизических свойств материала катода.

Ключевые слова: электрическая дуга, суммарное приэлектродное падение напряжения, материал катода

При замыкании электродов слаботочной дуги межэлектродная разность потенциалов может либо претерпевать скачок, либо плавно снижаться до нуля [1]. В первом случае разность потенциалов может менять знак. В то же время при размыкании электродов (механический отскок при ударном замыкании) потенциал между ними всегда изменяется скачкообразно, возрастая от нулевого до положительного значения, соответствующего обычному напряжению между электродами перед формированием столба дуги. Обнаружено, что при скачкообразном снижении разности потенциалов конечное значение зависит от материала электродов. Анализ экспериментальных данных показал, что знак и значение разности потенциалов в момент, предшествующий контактированию электродов, коррелируют только с температурой кипения материала катода — легкоиспаряемой составляющей сплава (рис. 1). Подобная корреляция зафиксирована также при анализе напряжений горения сильноточных вакуумных дуг на чистых металлах (рис. 1, б) [2]. Из общей закономерности выпадают только алюминий и титан, которые дают устойчивые соединения с кислородом, снижающим проводимость [3] и повышающим напряжение на дуге [4].

Расчетным путем в предположении преобладания вблизи анода хаотического распределения плотности электронного тока показано [5, 6], что при токах более 50 А в анодном слое пространственного заряда реализуется отрицательный анодный барьер. Сделан вывод о том, что в сильноточных дуговых разрядах при значениях давления, близких к атмосферным, в большинстве случаев потенциал анода меньше, чем потенциал пространственного заряда в анодной области.

В упомянутых работах не рассматривались электрические разряды в парах металла электродов, повышающих теплопроводность среды. Поскольку в этих условиях для поддержания тока требуется подогрев электронов полем, анодное падение напряжения должно быть положительным [7]. В работе [8], предположительно при отсутствии ионного тока из столба дуги на анод, было показано хорошее совпадение расчетных коэффициентов плавления анодов из различных металлов в условиях сварочного нагрева с экспериментальными.

При этом принималось, что материал электрода не влияет на уровень анодного падения напряжения, равный 2,5 В.

Структуру дуги принято схематически представлять, как на рис. 2, а [9–11]. При этом объемные заряды рассматриваются либо как самостоятельные образования, либо как области столба дуги, обращенные к соответствующим электродам. При сближении электродов прежде всего сокращается столб дуги, что приводит к уменьшению напряжения между электродами. В конце концов, наступает момент, когда столб дуги вырождается в два объемных заряда (рис. 2, б).

Дальнейшее изменение напряжения связано с рекомбинацией объемных зарядов. Учитывая, что отрицательный объемный заряд создается вследствие поляризации столба дуги под влиянием по-

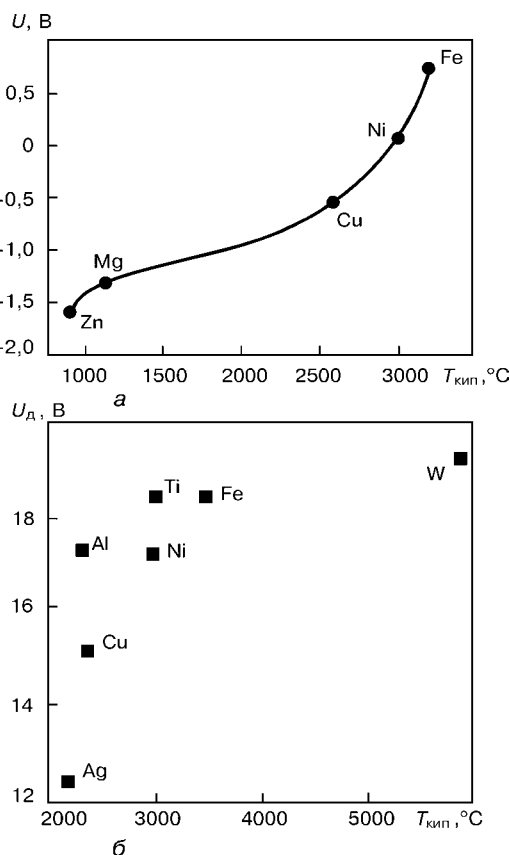


Рис. 1. Зависимость напряжения между контактирующими электродами от температуры кипения материала катода (низкотемпературного элемента сплава) (а) и напряжения на дуге от температуры кипения металла электродов (б)

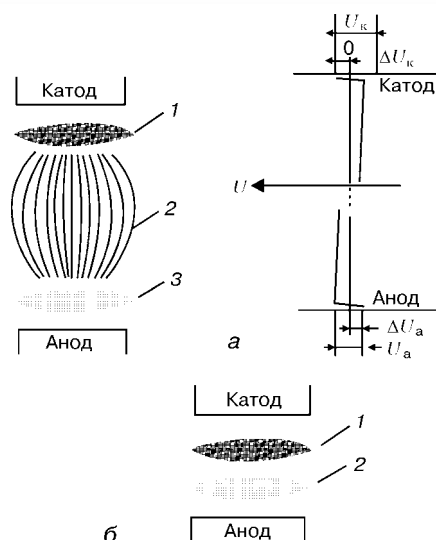


Рис. 2. Схематическое представление дугового разряда (а) и схема состояния межэлектродного промежутка перед его замыканием (б): 1 — объемный положительный заряд; 2 — столб дуги; 3 — объемный отрицательный заряд; U_k и U_a — соответственно катодный и анодный потенциалы; ΔU_k и ΔU_a — потенциалы объемных зарядов соответственно в катодной и анодной областях

тенциала анода, а на положительный объемный заряд влияет также и сравнительно малая скорость ионов, можно предположить, что заряд у катода имеет большее абсолютное значение, чем у анода. Это подтверждается большим катодным падением напряжения, по сравнению с анодным приэлектродным потенциалом [12–14].

Направленная скорость ионов зависит от сопротивления перемещению. Чем выше плотность паров вблизи катода, тем меньше скорость диффузии ионов на катод и больше объемный положительный заряд.

Принимая, что все эмитированные электроны совершают ионизацию [15], а процесс рекомбинации, происходящий на длине пробега электрона гораздо большей, чем процесс ионизации (характерные сечения ионизации $1 \cdot 10^{-16} \text{ см}^2$, рекомбинации — $1 \cdot 10^{-21} \text{ см}^2$ [15]), функцию ионизации можно представить в виде

$$F_i = n\sigma_i j_e = n_i \left(1 - D_i \frac{dn_i}{dx} \right), \quad (1)$$

где n — плотность нейтральных атомов в прикатодной области; n_i — плотность ионов; σ_i — сечение ионизации; j_e — плотность электронного тока с катода в единицу времени; D_i — коэффициент диффузии ионов, который в приближении Чаплина-Энскога [16] составляет

$$D_i = \frac{3\sqrt{kT}}{8n\sqrt{\pi}M\sigma_p}. \quad (2)$$

Здесь M — масса иона; σ_p — сечение резонансной перезарядки иона на атоме ($\sigma_p = 5 \cdot 10^{-19} \text{ м}^2$) [16]; T — температура частицы.

Потенциал объемного заряда составляет

$$\varphi = 4\pi n_i e, \quad (3)$$

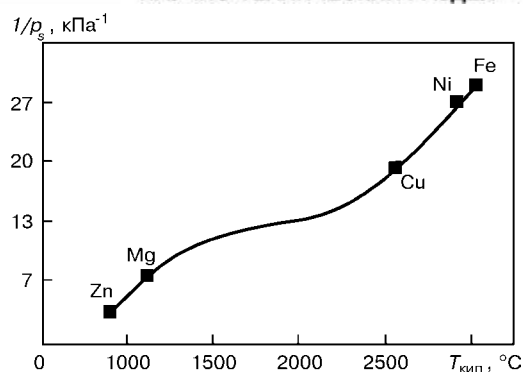


Рис. 3. Обратное значение давления насыщенного пара исследованных металлов

где e — заряд иона (вероятностью многократной ионизации пренебрегаем вследствие ее незначительности и выкладок оценочного характера).

Плотность нейтральных атомов вблизи испаряющегося катода можно определить из следующего уравнения:

$$n = \frac{p_s}{kT}, \quad (4)$$

где p_s — давление насыщенного пара, которое может быть рассчитано по формуле

$$\log p_s = -\frac{A}{T} + B + C \log T;$$

постоянные величины A , B и C приведены в работе [17]. Результат указанного расчета представлен на рис. 3.

Плотность нейтральных атомов n и коэффициент D_i , как показывает расчет, изменяются соответственно от $51 \cdot 10^{19}$ и $0,01 \cdot 10^{-12} \text{ м}^2/\text{с}$ для цинка до $1,463 \cdot 10^{19}$ и $0,79 \cdot 10^{-12} \text{ м}^2/\text{с}$ для железа. Таким образом, из сравнения рис. 1 и 3*, а также анализа равенств (1)–(4) вытекает, что при уменьшении температуры кипения материала катода должен вырасти положительный объемный заряд в катодной области. Кроме того, уменьшение температуры кипения материала катода приводит к снижению подвижности ионов и увеличению положительного объемного заряда.

Вследствие высокого давления паров в прикатодной области и большого количества соударений скорости частиц газа распределены по Максвеллу и к ним можно применить кинетическую теорию, в соответствии с которой количество частиц определяется по уравнению (4); средняя квадратичная скорость частицы $v = \sqrt{3kT/m}$; длина свободного пробега частицы $\lambda = 1/\sqrt{2\pi nS}$.

Здесь k — постоянная Больцмана; T — температура частицы, принимаемая с хорошим приближением равной температуре кипения материала катода; m — масса частицы; S — сечение столкновения, обычно принимаемое равным a^2 ; a — атомный «диаметр».

*Некоторое сближение точек, соответствующих обратным значениям упругости паров никеля и железа на рис. 3, по сравнению с рис. 1, связано с тем, что на последнем приведены данные для нержавеющей стали, в которой парциальное давление паров хрома повышает упругость паров металла электрода.

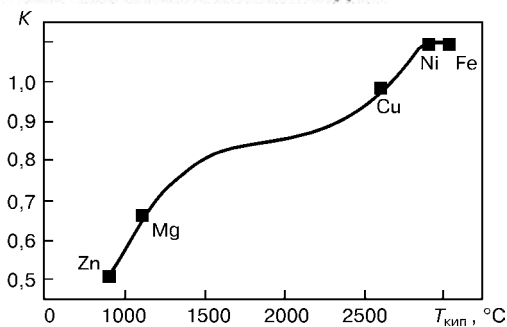


Рис. 4. Зависимость K в уравнении (5) от $T_{\text{кип}}, ^\circ\text{C}$

Поскольку значения массы и температуры атомов пара и ионов практически равны, мы можем применить приведенные уравнения кинетической теории газов к ионам. Тогда подвижность иона в электрическом поле $b = \alpha e \lambda / m v$ может быть представлена в виде

$$b = \frac{\beta}{p a^2} \sqrt{\frac{T}{m}} = \frac{\beta}{p} K, \quad (5)$$

где α и β — числовые коэффициенты; $K = 1/a^2 \sqrt{T/m}$.

На рис. 4 показаны значения K для исследованных металлов, рассчитанные на основе данных, приведенных в работах [17, 18].

Таким образом, зависимость, представленная на рис. 1, находит объяснение во взаимодействии приэлектродных объемных зарядов перед замыканием электродов дуги. Определяющее влияние на положительный заряд оказывает температура кипения материала катода. Поскольку отрицательный объемный заряд по абсолютному значению меньше положительного, знак и значение потенциала между замыкающимися электродами (суммы приэлектродных падений напряжения) зависят от теплофизических свойств материала катода.

Следовательно, при определении суммарного приэлектродного падения напряжения путем измерения напряжения между сближающимися электродами из испаряющегося материала [10] получаются значения, меньшие фактических на разность потенциалов объемных зарядов в приэлектродных областях.

It is shown that the sign and magnitude of the difference of potentials between the closing electrodes of a low-current arc (sum of near-electrode voltage drops) depend chiefly on the thermophysical properties of the cathode material.

1. Калекко Д. М. О возможности управления возбуждением дуги при конденсаторной приварке шпилек // Автомат. сварка. — 1995. — № 7. — С. 21–24.
2. Борисов В. Н., Гончаров В. К., Туромша Е. П. Напряжение горения сильноточных вакуумных дуг на чистых металлах // Журн. техн. физики. — 1988. — № 8. — С. 1560–1562.
3. Брон О. Б., Лерский Б. А., Куклев Ю. В. Взаимодействие движущейся электрической дуги с окружающей ее газовой средой // Электротехника. — 1978. — № 2. — С. 10–13.
4. Букарев В. А., Ищенко Ю. С., Ерохин А. А. Некоторые характеристики дуги при сварке сталей типа 18–8 с окисленной поверхностью // Свароч. пр-во. — 1975. — № 10. — С. 3–4.
5. Меринов Н. С., Петросов В. А. Область существования режима горения дуги с отрицательным анодным падением потенциала // Приклад. математика и техн. физика. — 1976. — № 1. — С. 17–24.
6. Анодные процессы в сильноточном дуговом разряде / Г. А. Дюжев, В. А. Немчинский, С. М. Школьник, В. Г. Юрьев // Химия плазмы. — 1983. — № 10. — С. 169–209.
7. Тепловой режим анода в сварочной дуге постоянного тока обратной полярности / Д. Г. Быховский, И. Л. Коробова, В. А. Немчинский, Л. Н. Перетц // Автомат. сварка. — 1975. — № 7. — С. 9–12.
8. Рабкин Д. М. Энергетическое исследование приэлектродных областей мощной сварочной дуги // Там же. — 1951. — № 2. — С. 3–25.
9. Грановский В. Л. Электрический ток в газе. Установившийся ток. — М.: Наука, 1971. — 543 с.
10. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга. — М.: Машиностроение, 1970. — 335 с.
11. Самервилл Дж. М. Электрическая дуга. — М.-Л.: Госэнергоиздат, 1962. — 120 с.
12. Об определении приэлектродных падений потенциала в сильноточной контрагированной дуге / М. К. Мацкевич, И. А. Бакуто, А. И. Бушик, И. Г. Некрашевич // Журн. приклад. спектроскопии. — 1975. — № 6. — С. 1105–1107.
13. Сидоров В. П. Методика оценки приэлектродных напряжений аргоновой дуги «вольфрам–алюминий» // IV Всесоюз. конф. по сварке цветных металлов (Мариуполь, 4–7 сент. 1990 г.): Тез. докл. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, 1990. — С. 12–13.
14. Фишельбург В., Меккер Г. Электрические дуги и термическая плазма. — М.: Изд-во иностр. лит., 1961. — 370 с.
15. Бейлис И. И., Любимов Г. А., Раховский В. И. Электрическое поле на поверхности электрода в катодном пятне дугового разряда // Докл. АН СССР. — 1969. — № 3. — С. 552–555.
16. Елецкий А. В., Палкина Б. М., Смирнов Б. М. Явления переноса в слабоионизированной плазме. — М.: Атомиздат, 1975. — 336 с.
17. Смитлз К. Дж. Металлы: Справочник. — М.: Металлургия, 1980. — 447 с.
18. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем. — М.: Физматгиз, 1959. — Т. 1. — 755 с.

Поступила в редакцию 16.12.2002,
в окончательном варианте 30.01.2003



ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФАЗООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ДЕТОНАЦИОННОМ НАПЫЛЕНИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ FeTi–B₄C

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

Приведены результаты исследований зависимости структуры и фазового состава покрытий, полученных при детонационном напылении порошков системы FeTi–B₄C, от способа подготовки порошков. Установлены существенные различия в морфологии и составе покрытий, напыленных из конгломерированных и предварительно спеченных порошков. Показано, что при напылении конгломерированных порошков процесс образования новых фаз проходит более интенсивно.

Ключевые слова: детонационное напыление, фазовый состав, структура, конгломерированный порошок, спеченный порошок

Одним из направлений газотермического нанесения покрытий с повышенным сопротивлением износу и коррозии является получение покрытий, состоящих из металлической матрицы, упрочненной включениями частиц твердых тугоплавких соединений, таких как карбиды, бориды, нитриды. При этом необходимо, чтобы они были мелкодисперсными и равномерно распределены в матрице [1–3].

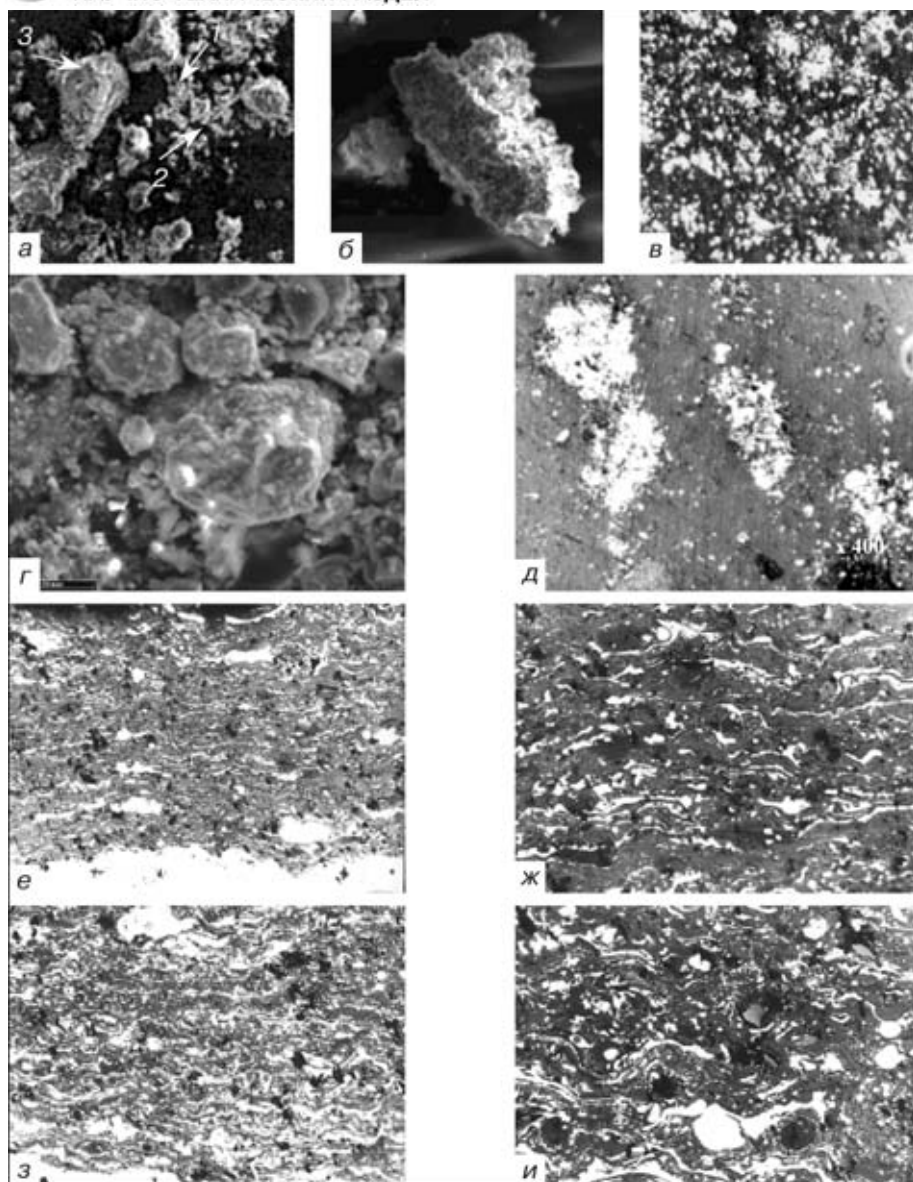
В этом аспекте определенный интерес представляет совмещение процесса напыления с синтезом напыляемого материала, сопровождающегося экзотермическим эффектом. Наличие внутреннего источника тепла при формировании покрытий должно повысить термическую активность напыляемых частиц, обеспечить образование мелкодисперсной составляющей новых фаз и увеличить прочность сцепления покрытия с основой.

В работах [1–3] исследованы различные композиции, в которых взаимодействие компонентов может происходить в режиме самораспределющегося высокотемпературного синтеза. Установлено, что при взаимодействии переходных металлов IV–VI групп (например титана, циркония, хрома и др.) с тугоплавкими неметаллическими соединениями, которые содержат кремний, бор, углерод и азот (например SiC, B₄C, Si₃N₄ и др.), экзотермический эффект реакции обеспечивает повышение температуры порошка системы на 1500...2000 °C и более. Продуктами взаимодействия являются силициды, бориды, нитриды, карбиды металлов, а также сложные тройные фазы. Возможно также формирование композиционных структур, которые состоят, например, из силицидной матрицы с включениями карбидов или нитридов. Полученные результаты исследований свидетельствуют о перспективности такого варианта технологии газотермического напыления для нанесения покрытий с повышенной коррозионно-, жаро- и износостойкостью.

В настоящей работе проведено исследование покрытий, полученных детонационным напылением композиционных порошков системы FeTi–B₄C. При выборе этой системы руководствовались следующим соображением. Карбид и борид титана относятся к числу соединений, образование которых в режиме самораспределющегося высокотемпературного синтеза сопровождается высоким экзотермическим эффектом и адиабатическим повышением температуры как при прямом синтезе из элементов [4, 5], так и в результате реакции титана с карбидом бора [1, 2]. При образовании TiB₂ в процессе взаимодействия титана с B₄C адиабатический подъем температуры достигает 2869 °C.

Результаты проведенных экспериментов по изучению указанного взаимодействия методом дифференциального термического анализа [6] позволили установить, что максимальный экзотермический эффект достигается при использовании смеси 85FeTi + 15B₄C с образованием в качестве продуктов взаимодействия TiB₂, TiC, Fe₂B, Fe₃B, Fe₃C, которые могут быть упрочняющими фазами в ферротитане. Такой состав смеси был выбран при подготовке порошков для напыления.

Напыление осуществляли двумя видами порошка: конгломерированным из исходных компонентов с помощью связующего вещества [3] и спеченным при температуре 800 °C в течение 30 мин в водороде с последующим дроблением до получения частиц требуемого размера. При указанных температуре и времени спекания в соответствии с дифференциальными термическими кривыми нагрева химическое взаимодействие в системе FeTi–B₄C при экзотермических реакциях отсутствует [3], но вследствие течения диффузионных процессов происходит лишь припекание частиц B₄C к поверхности частиц FeTi. При конгломерировании в качестве связующего применяли поливиниловый спирт (4 об. % по отношению к массе шихты). В качестве исходных материалов использовали порошки ферротитана (Ti 44,8 мас. %) и карбида бора с размером частиц соответственно 40...100 и 5...40 мкм (содержание частиц размером около 5 мкм составляло около 70 об. %).



Внешний вид (*а, б, г*), микроструктура (*в, д*) композиционных порошков системы FeTi-B₄C, а также микроструктура детонационных покрытий из них (*е-и*): *а* (×400), *б* (×1000), *в* (×100), *е* (×250), *ж* (×625) — конгломерированный порошок; *г, д* (×400), *з* (×250), *и* (×625) — спеченный

Внешний вид и микроструктура напыляемых порошков представлена на рисунке, *а-д*. В структуре конгломерированного порошка видны композиционные частицы FeTi-B₄C (*з*), а также отдельные частицы FeTi (*1*) и карбида бора (*2*) (рисунок, *а-в*). Частицы спеченного порошка компактные, отличаются более высокой когезионной прочностью, чем конгломерированные, однако они пористые и растрескиваются, поэтому невозможно измерить их микротвердость.

Напыление полученных композиционных порошков производили на автоматическом детонационном комплексе «Перун-С» с использованием кислород-пропан-бутановой смеси; расход рабочих газов приведен в табл. 1.

Таблица 1. Технологические режимы напыления порошков системы FeTi-15 % В₄С

Расход газа, м ³ /ч	Конгломерированный	Спеченный
Пропан-бутан	0,50	0,55
Кислород	1,30	1,30
Воздух	0,55	0,65

Изучение микроструктуры покрытий проводили на металлографическом микроскопе «Неофот-32» при различных увеличениях, измерение микротвердости — на приборе М-400 фирмы «Леко».

Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) покрытий, а также порошка, уловленного при вылете из ствола установки, осуществляли на рентгеновском дифрактометре «Дрон-3» в излучении K_αCo. Это позволило проследить процесс фазообразования на стадии взаимодействия порошка с продуктами детонации (внутри ствола установки) и в момент формирования слоя покрытия на основе. Микроструктуры напыленных покрытий представлены на рисунке, *е-и*.

Покрытие из конгломерированного порошка (рисунок, *е, ж*) отличается высокой плотностью и хорошим сцеплением с основой. Основная составляющая его структуры — серого цвета, местами с желто-коричневым оттенком. Она представляет собой набор различных оксидных фаз (табл. 2). Микротвердость этой составляющей изменяется от 5300 до 7700 МПа, что хорошо согласуется с данными, полученными для оксидов титана и железа



Таблица 2. Результаты РСФА исходных порошков системы FeTi-15 % В₄С и покрытий из них

Исследуемый объект	Конгломерированный	Спеченный
Исходный порошок	FeTi, В ₄ С, γ-Fe-Ti-O, Fe ₂ Ti, В ₁₃ С ₂ , TiO ₂ (следы), TiC (следы)	Fe ₂ Ti, Fe ₂ B, TiB ₂ , Fe ₂ TiO ₄ , TiC, В ₄ С, β-TiO ₂
Уловленный порошок	FeTi, γ-Fe-Ti-O, FeTiO ₅ , TiB ₂ , В ₄ С, В ₁₃ С ₂ , TiO ₂ , Ti ₂ O ₃ (следы), TiC (следы)	Fe ₂ Ti, FeTiO ₃ , TiB ₂ , TiO ₂ , Fe ₂ TiO ₄ , Fe ₂ B, TiC, В ₄ С
Покрытие	Fe ₂ Ti, FeTi, Ti ₃ B, TiB ₂ , Fe ₂ TiO ₄ , Fe ₃ O ₄ , TiO ₂ , Ti ₃ O ₅ , В ₄ С (следы)	Fe ₂ Ti, TiO, TiO ₂ , TiB ₂ , TiB

в работе [7]. Встречаются отдельные включения непрореагировавших частиц В₄С, отличающиеся гладкой блестящей поверхностью. Светлая металлическая составляющая микроструктуры (не более 15 %) имеет микротвердость 3000...5150 МПа и соответствует FeTi и Fe₂Ti. Она представлена в трех видах: мелкодисперсные включения в основной фазе серого цвета, ламели и отдельные крупные, почти равноосные включения. Структуры покрытий из спеченного и конгломерированного порошков качественно отличаются мало, однако имеют несколько разные количественные соотношения фазовых составляющих. Серая фаза, наблюдаемая в структуре покрытий (около 60 об. %), — плотная с мелкими вкраплениями частиц белой фазы (рисунки, з, и). Размер светло-серых включений, имеющих четко очерченные границы и гладкую поверхность, составляет 4×4, 4×8, редко 4×16 мкм. Они отличаются высокой микротвердостью (H_{μ} составляет 20000 МПа). Фаза Fe₂Ti присутствует в виде как ламелей толщиной 2...4 мкм (иногда 1...10 мкм), так и отдельных частиц размером от ≤ 1 до 45 мкм. Внутри светлых частиц встречаются серо-бурые включения оксидного типа и розовые — боридного.

Результаты РСФА (табл. 2) исходных порошков, а также уловленных после вылета из ствола установки и собственно покрытий позволил высказать следующие предположения о фазообразовании при напылении покрытий. Диборид титана TiB₂ обнаружен в составе уловленного конгломерированного порошка, что свидетельствует о прохождении реакции уже в стволе установки. В покрытии, кроме TiB₂, обнаружен также борид Ti₃B. Это свидетельствует о том, что фазообразование имело место и в момент формирования слоя. Кроме боридов, в составе уловленных конгломерированных порошков и в слое покрытия из них присутствуют и оксиды титана, железа, а также сложные оксиды типа Ti-Fe-O. Наличие боридов и карбидов железа зафиксировано не было, что свя-

зано с невысоким экзотермическим эффектом реакций их образования.

При напылении спеченного порошка в уловленном порошке обнаружены только оксидные фазы, а в покрытии присутствует лишь одна новая боридная фаза TiB. Образование других наиболее термодинамически стабильных фаз (табл. 2) произошло еще в процессе спекания порошка.

Выводы

1. Полученные результаты подтверждают, что структура покрытий при детонационном нанесении композиционных порошков системы FeTi-В₄С содержит такие продукты синтеза, как бориды TiB₂, Ti₃B, TiB.

2. Установлено, что фазообразование при детонационном напылении происходит как в процессе взаимодействия исходного порошка с продуктами детонации, так и в момент формирования самого слоя покрытия. Количественное соотношение сформировавшихся фаз зависит от способа получения композиционного порошка.

3. Кроме продуктов синтеза, в покрытии содержится ряд оксидных фаз титана и железа, образование которых является неизбежным из-за наличия кислорода в рабочей детонационной смеси.

4. Высокие значения микротвердости продуктов синтеза и оксидных фаз, их мелкодисперсное распределение в слое покрытия дают основания рекомендовать композиционный порошок системы FeTi-В₄С для практического применения в качестве износостойкого компонента при газотермическом напылении в составе механических смесей с никелевыми или железными сплавами.

1. *Взаимодействие карбида бора с титаном в условиях термического и плазменного нагрева* / А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов, Л. К. Шведова и др. // Порошк. металлургия. — 1980. — № 9. — С. 47-53.
2. *Акоян А. Г., Долуханян С. К., Боровинская И. П. Взаимодействие титана, бора и углерода в режиме горения* // Физика горения и взрыва. — 1978. — № 3. — С. 70-76.
3. *Борисов Ю. С., Борисова А. Л. Плазменные и порошковые покрытия*. — Киев: Техніка, 1986. — 223 с.
4. *Маслов В. М., Боровинская И. П., Мержанов А. Г. Экспериментальное определение максимальных температур процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза* // Физика горения и взрыва. — 1978. — № 5. — С. 79-85.
5. *Кардашкин А. И., Максимов Ю. М., Некрасов Е. А. О механизме взаимодействия титана с углеродом в волне горения* // Там же. — 1981. — № 4. — С. 33-36.
6. *Исследование межфазного взаимодействия ферротитана с карбидом бора в порошковых смесях для нанесения газотермического напыления покрытий* / Г. М. Григоренко, А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов и др. // Современ. электротехнология. — 2003. — № 1. — С. 20-25.
7. *Физико-химические свойства окислов: Справочник* / Под ред. Г. В. Самсонова. — М.: Металлургия, 1978. — 472 с.

The paper gives the results of investigation of the dependence of the structure and phase composition of coatings, produced in detonation spraying of powders of FeTi- В₄С system, on the method of powder preparation. Significant differences were established in the morphology and composition of coatings, produced by spraying of conglomerated and pre-sintered powders. It is shown, that the process of new phase formation proceeds more intensively in spraying of conglomerated powders.

Поступила в редакцию 16.12.2002



ЭЛЕКТРОДЫ СЕРИИ АНВ ДЛЯ СВАРКИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **Ю. Н. КАХОВСКИЙ**, канд. техн. наук, **Г. В. ФАДЕЕВА**,
В. И. САМОЙЛЕНКО, инженеры, **А. В. БУЛАТ**, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Освещены состояние и перспективы разработки и применения покрытых металлических электродов торговой марки АНВ, предназначенных для сварки высоколегированных сталей и сплавов на основе никеля в химическом, энергетическом и транспортном машиностроении, пищевой, химической и металлургической промышленности, криогенном аппаратостроении и энергетике.

Ключевые слова: дуговая сварка, высоколегированные стали, сплавы на никелевой основе, электроды покрытые металлические, торговая марка АНВ

Для изготовления оборудования химических производств, работающего под воздействием агрессивных сред при высоких температурах и давлениях, применяются три основные группы высоколегированных сталей и сплавов:

хромоникелевые коррозионно-стойкие стали типа 12Х18Н10Т, используемые для изготовления аппаратуры емкостного типа, эксплуатируемой в условиях действия окислительных сред, таких как азотная, уксусная, фосфорная и другие кислоты, а также растворов щелочей и солей при температуре до 600 °С. При наличии в аппаратах избыточного давления допустимая температура эксплуатации не должна превышать 350 °С [1, 2];

хромоникелемолибденовые стали 10Х17Н13М2Т (ЭИ-448), 10Х17Н13М3Т (ЭИ-432) и 08Х17Н16М3Т, применяемые для изготовления аппаратуры емкостного типа, работающей под воздействием неокислительных сред — производство карбамида, капролактама и др., при температуре примерно 170...190 °С и избыточном давлении до 18 кПа. Наиболее приемлемой для этих производств является сталь 08Х17Н16М3Т, разработанная Ирским НИИХиммаш [2, 3]. Для конструкций, эксплуатируемых в наиболее жестких условиях, применяют аналогичные стали с ограниченным содержанием углерода — 03Х16Н15М3(ЭП-580), 03Х17Н14М3(ЭП-844) и 03Х21Н21М4ГБ;

хромоникельмолибденомедистые стали и сплавы типа 06Х23Н28М3Д3Т (ЭИ-943), предназначенные для изготовления емкостной аппаратуры, применяемой при производстве, транспортировке и хранении серной кислоты различных концентраций, нитрофоски и экстракционной фосфорной кислоты в условиях температуры эксплуатации до 80 °С, за исключением 55%-й фосфорной и уксусной кислот [3,4].

Для сварки хромоникелевых сталей в СНГ используют электроды более 30 марок, отличающиеся как по химическому составу наплавленного металла, так и по типу покрытия. Общим недостатком большинства из них является сравнительно низкий

уровень сварочно-технологических свойств. Так, электроды основного типа ОЗЛ-8, ЦЛ-11 и ЦТ-15 характеризуются малой стабильностью процесса горения дуги, повышенным разбрызгиванием и крупнокапельным переносом электродного металла с короткими замыканиями дугового промежутка. Они применяются для сварки только на постоянном токе. Большую стабильность горения дуги обеспечивают электроды марки ОЗЛ-36 с покрытием рутил-основного типа. Однако в этом случае формирование вертикальных и потолочных швов значительно хуже, чем у электродов ЦЛ-11, ЦТ-15 и ОЗЛ-8. Более благоприятными сварочно-технологическими свойствами отличаются электроды марки ОЗЛ-14А с покрытием рутилового типа, позволяющие выполнять сварку как на постоянном, так и на переменном токе. Сварку указанными электродами можно выполнять только в нижнем положении с применением сварочных трансформаторов (повышенное напряжение холостого хода $U_{х.х.} \approx 80$ В), что, безусловно, ограничивает область их применения.

В ИЭС им. Е. О. Патона на протяжении многих лет ведутся работы, направленные на создание высокотехнологичных электродов, позволяющих выполнять сварку как на постоянном, так и на переменном токе во всех пространственных положениях и обеспечивающих легкое повторное зажигание дуги, хорошее формирование шва (мелкочешуйчатое строение поверхности без выпуклости валика), легкую отделимость шлаковой корки, минимальные потери электродного металла от разбрызгивания, а также более благоприятные санитарно-гигиенические характеристики, чем у электродов основного типа.

Таким требованиям соответствуют электроды АНВ-29 (Э-07Х20Н9) с покрытием рутил-основного типа [5], служащие для сварки изделий из сталей типа 12Х18Н10Т в тех случаях, когда к сварным соединениям не предъявляются требования относительно стойкости против межкристаллитной коррозии (МКК) (табл. 1). Они обеспечивают хорошее формирование швов при сварке во всех пространственных положениях на постоянном и переменном токе, легкое удаление шлака

Таблица 1. Некоторые характеристики покрытых электродов для сварки коррозионно-стойких сталей и сплавов

Марка свариваемой стали	Электроды СНГ	Электроды серии АНВ	Род сварочного тока для электродов АНВ	Механические свойства металла				Стойкость против МКК
				σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	KCU , Дж/см ²	
12X18H10T	ОЗЛ-8	АНВ-29	Постоянный, переменный	≥ 500	≥ 280	≥ 30	≥ 100	Не регламентируется
	ЦЛ-11	АНВ-35		≥ 500	≥ 356	≥ 22	≥ 80	Обеспечивается
08X17H13M2T	ЭА 400/10у	АНВ-17	Постоянный	≥ 550	≥ 250	≥ 30	≥ 120	»»
08X17H13M3T	НЖ-13			≥ 600				
03X23H28M3ДЗТ	ОЗЛ-17у	АНВ-28	»»	≥ 550	≥ 280	≥ 26	≥ 70	»»
06XH28MДТ		АНВ-42						
02X8H20C6	ОЗЛ-24	—	»»	≥ 588	≥ 461	≥ 20	≥ 60	»»
08X22H6T	ЦЛ-11	АНВ-33МБ	Постоянный, переменный	≥ 588	≥ 440	≥ 26	≥ 100	»»
08X22H6M2T								

и минимальное (до 1 %) разбрызгивание электродного металла.

Кроме того, электроды АНВ-29 обеспечивают мелкокапельный перенос электродного металла при длительности коротких замыканий дугового промежутка не более 8 мс. В случае сварки электродами с основным покрытием этот показатель достигает 20 мс. При уменьшении размеров капель и сокращении времени их перехода в сварочную ванну снижаются потери тепловой мощности на перегрев электродного металла, увеличивается скорость плавления электрода. Коэффициент наплавки при этом достигает 13...14 г/(А·ч).

Для сварки изделий, к которым предъявляются требования стойкости против МКК, разработаны электроды АНВ-35 (тип Э-08X20H9Г2Б) с покрытием рутил-основного типа и дополнительным легированием металла шва ниобием [5], которые по сварочно-технологическим свойствам аналогичны электродам АНВ-29. Электроды АНВ-29 и АНВ-35 по химическому составу наплавленного металла, механическим характеристикам металла шва и сварного соединения, а также по общей коррозионной стойкости и стойкости против МКК соответствуют требованиям ГОСТ 10052–75, ГСТУ 3-17-191–2000, ГСТУ 3-020–2001 и другой нормативной документации.

Среди хромоникелевых следует выделить стали типа 03X18H11 с пониженным содержанием углерода, отличающиеся наиболее высокой коррозионной стойкостью. Для сварки таких сталей применяют электроды АНВ-13 [6] и ОЗЛ-22 с покрытиями рутил-основного и основного типов. Указанными электродами можно выполнять сварку только на постоянном токе во всех пространственных положениях, исключая потолочное.

Для изготовления оборудования из сталей 10X17H13M2T, 10X17H13M3T и 08X17H16M3T широко применяют электроды ЭА-400/10у (Э-10X18H11Г2Ф) и НЖ-13 (Э-09X19Г10Г2М2Б) с основным типом покрытия, которые характеризуются теми же недостатками, что и электроды ЦЛ-11, ЦТ-15 и ОЗЛ-8 — низкой стабильностью горения дуги, повышенным разбрызгиванием и крупнокапельным переносом электродного металла с короткими замыканиями дугового промежутка.

Сварку этими электродами можно выполнять только на постоянном токе. Использование для сварки указанных хромоникельмолибденовых сталей электродов типа НЖ-13 позволяет получить большую стойкость металла швов против МКК путем стабилизации его ниобием. При этом высокая технологическая прочность металла швов обеспечивается благодаря наличию в них от 2 до 10 % ферритной фазы, что, однако, в ряде случаев (производство карбамида и капролактама) может отрицательно сказываться на общей коррозионной стойкости из-за структурно-избирательной коррозии по ферритной составляющей.

С целью исключения упомянутых недостатков в ИЭС им. Е. О. Патона для механизированной электродуговой сварки разработана принципиально новая система легирования металла шва и на ее основе предложена проволока марки Св-01X19H18Г10АМ4 (ЭП-690), дополнительно легированная азотом и марганцем. Низкое содержание углерода (до 0,03 %), оптимальное соотношение хрома, никеля и молибдена обеспечивают достаточную общую коррозионную стойкость и стойкость против МКК в неокислительных средах, а дополнительное легирование марганцем и азотом — высокую технологическую прочность металла швов.

Кроме того, для механизированной дуговой сварки хромоникельмолибденовых сталей проволокой ЭП-690 был разработан высокоокислительный флюс АН-18, использование которого позволило дополнительно снизить содержание углерода и кремния в наплавленном металле.

Успешные технологические решения легли в основу создания принципиально новых электродов марки АНВ-17 (Э-02X19H18Г5АМЗ) (табл. 1) с покрытием рутил-основного типа, содержащим до 10 % оксида хрома, что способствует обеспечению в наплавленном металле низкого содержания углерода и кремния. Понижение содержания углерода положительно сказалось на общей коррозионной стойкости сварного соединения и стойкости против МКК, а кремния — повысило технологическую прочность металла швов, особенно при сварке конструкций толщиной более 20...22 мм.

В настоящее время электроды АНВ-17 широко применяются в химическом машиностроении на предприятиях Украины и СНГ. Следует отметить,



что наряду с электродами АНВ-17 для сварки хромоникельмолибденовых сталей с пониженным содержанием углерода применяют электроды ОЗЛ-20 и ОЗЛ-26А с покрытиями основного типа, с помощью которых можно выполнять сварку только на постоянном токе, что ограничивает возможность их использования для ремонтных работ.

В ИЭС им. Е. О. Патона ведутся научно-исследовательские работы по усовершенствованию электродов АНВ-17. Получены положительные результаты при сварке новыми электродами с покрытием рутил-основного типа на переменном токе во всех пространственных положениях. Производство электродов осваивается ОЗСМ ИЭС им. Е. О. Патона.

Для сварки хромоникельмолибденовых сталей и сплавов типа 06ХН28МДТ (ЭИ-943) до настоящего времени применяют электроды марки ОЗЛ-17у и ОЗЛ-37 на базе проволоки Св-01Х23Н28МЗДЗТ (ЭП-516) с покрытием системы $\text{CaF}_2\text{-TiO}_2\text{-CaCO}_3$. Следует отметить, что при сварке сплава ЭИ-943 электродами ОЗЛ-17у обеспечивается общая коррозионная стойкость металла шва и стойкость против МКК, однако при сварке толстолистовых конструкций не удается достичь требуемой технологической прочности — швы подвергаются образованию трещин при повторном нагреве.

Для решения этой проблемы в ИЭС им. Е. О. Патона были разработаны покрытые электроды и способ сварки [7, 8], предусматривающие выполнение несущих слоев сварного соединения (70...80 % сечения) аустенитно-ферритным металлом электродов АНВ-17, а облицовочных (со стороны воздействия агрессивной среды) — электродами АНВ-28 [9] или АНВ-42. Эти электроды имеют покрытие основного типа и предназначены для сварки на постоянном токе во всех пространственных положениях.

Работы по созданию более совершенных электродов для сварочных и ремонтных работ натуральных изделий из сплава ЭИ-943 в настоящее время продолжаются.

Помимо указанных материалов, в химической промышленности используются хромоникелькремнистые и экономнолегированные никелем двухфазные аустенитно-ферритные стали.

Хромоникелькремнистые стали (типа 02Х8Н20С6) используют в металлоконструкциях, предназначенных для производства и хранения концентрированной ($\approx 98\%$) азотной кислоты при температуре до 100°C [10]. Сварные соединения указанных сталей проявляют склонность к МКК в зоне термического влияния и ножевой коррозии в зоне сплавления. Для устранения указанных разрушений сварные соединения подвергают термообработке — аустенизации от 1050°C и закалке в воду. Осуществить такую термообработку в заводских условиях зачастую невозможно, особенно при изготовлении крупногабаритного технологического оборудования.

В ИЭС им. Е. О. Патона выполнен комплекс работ, позволивших решить указанные проблемы путем усовершенствования стали 02Х8Н20С6 (дополнительным ее легированием ниобием), а также

разработки присадочной проволоки ЭК-76 для ручной дуговой сварки неплавящимся электродом [11].

Следует отметить, что для ручной дуговой сварки хромоникелькремнистых сталей применяют также электроды ОЗЛ-24 с покрытием основного типа, позволяющие выполнять сварку только на постоянном токе при обратной полярности.

Экономнолегированные никелем двухфазные аустенитно-ферритные стали 08Х22Н6Т, 08Х21Н6М2Т используют в конструкциях аппаратов производств слабой азотной кислоты, целлюлозно-бумажной промышленности и тяжелонагруженных сепараторов. Эти стали имеют ряд преимуществ перед аустенитными — более высокую прочность, повышенную стойкость против МКК и коррозии под напряжением [12]. Особенности сварки и свойства сварных соединений указанных сталей изучены в ИЭС им. Е. О. Патона. Установлено [1], что для предотвращения МКК и структурно-избирательной коррозии, а также обеспечения общей коррозионной стойкости ферритно-аустенитные швы с 20...22 % хрома должны содержать 40...60 % ферритной фазы. При 0,07 % углерода, наличии ниобия и титана содержание никеля должно составлять 6...7 %. Соблюдение указанных условий обеспечивает необходимые механические свойства сварных соединений и стойкость сварных швов против образования горячих трещин.

Для сварки указанных сталей разработаны электроды АНВ-33МБ с покрытием рутил-основного типа, с помощью которых можно осуществлять сварку как на постоянном, так и на переменном токе во всех пространственных положениях. В этом случае применяют также электроды ЦЛ-11 с покрытием основного вида, позволяющие выполнять сварку только на постоянном токе при обратной полярности.

Высокомарганцовистые стали находят широкое применение в горнодобывающей, металлургической, транспортной, строительной и других отраслях промышленности благодаря уникальным физико-механическим свойствам, в том числе при низких температурах [13]. В металлоконструкциях их используют, как правило, в сочетании с другими сталями, например низко- и среднеуглеродистыми и низколегированными.

Для сварки высокомарганцовистых сталей типа 10Х14Г14Н4Т (ЭИ-711), 45Г17Ю3 и 110Г13Л, а также разнородных сталей (низколегированных) с хромоникелевыми сталями аустенитного класса применяют электроды марки НИИ-48Г. Взамен этих электродов в ИЭС им. Е. О. Патона разработаны электроды АНВ-27, широко применявшиеся в угольном машиностроении бывшего СССР [14]. В последние годы созданы новые электроды марки АНВ-66 (Э-10Х20Н9Г6), отличающиеся лучшими сварочно-технологическими свойствами — легким повторным зажиганием, устойчивым горением дуги, низкими потерями металла от разбрызгивания. Они обеспечивают хорошее формирование металла шва при коэффициенте наплавки 14...16 г/(А·ч) (табл. 2) и пригодны для сварки как на постоянном, так и на переменном токе во

Таблица 2. Некоторые характеристики покрытых электродов для сварки сталей и сплавов высокомарганцевистых, жаростойких и криогенного назначения

Марка свариваемой стали	Электроды СНГ	Электроды АНВ, Украина	Род сварочного тока для электродов АНВ	Механические свойства металла				Стойкость против МКК
				σ_b , МПа	σ_t , МПа	δ_5 , %	$KCU, \text{Дж/см}^2$	
45Г17ЮЗ, 10Х14Г14Н4Т, 110Г13 и разнородные соединения	НИИ-48Г	АНВ-66	Постоянный, переменный	≥ 590	≥ 280	≥ 20	≥ 120	Не регламентируется
03Х20Н16АГ6	ОЗЛ-23Б	АНВ-45	Постоянный, переменный	≥ 600	≥ 400	≥ 20	≥ 40	При $T = 20^\circ\text{C}$
ОН6 и ОН9							≥ 35	При $T = -196^\circ\text{C}$
20Х23Н13	ОЗЛ-6	АНВ-70	То же	≥ 590	≥ 340	≥ 25	≥ 120	Жаростойкость до 1000°C
ХН78Т	ЦТ-28	АНВ-68	Постоянный	≥ 600	≥ 280	≥ 20	≥ 100	То же

всех пространственных положениях (напряжение холостого хода сварочного трансформатора составляет не менее 70 В). Электроды АНВ-66 внедрены на ООО «Макрохим» в Мариуполе и на предприятиях ОАО «Лензолото» в Якутии.

Для хранения и транспортировки сжиженных газов (природного газа, азота и кислорода) при температурах до -196°C применяются изотермические резервуары из ферритных сталей ОН6 и ОН9, которые успешно конкурируют с более дорогостоящими аустенитными [15]. Для сварки металлоконструкций таких резервуаров используют главным образом высоконикелевые присадочные материалы, в частности электроды ОЗЛ-25Б (Э-10Х20Н70Г2М2Б2В) с покрытием основного типа. Сварку этими электродами выполняют на постоянном токе во всех пространственных положениях. Однако в ряде случаев они не обеспечивают достаточной стойкости против пористости, возникают проблемы, связанные с магнитным дутьем.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработаны более экономичные электроды марки АНВ-45 (Э-08Х19Н18Г8АМЗ) с покрытием основного типа, позволяющие выполнять сварку во всех пространственных положениях как на постоянном, так и на переменном токе, обеспечивающие высокую стойкость против образования пор и исключают магнитное дутье в процессе сварки (табл. 2). Электроды АНВ-45 рекомендуется использовать также при изготовлении криогенной аппаратуры из аустенитной стали 03Х20Н16АГ6 [16].

Для сварки жаростойких сталей типа 20Х23Н13 (ЭИ-319) и 20Х23Н18 (ЭИ-417), работающих под воздействием окислительных сред при температурах до 1000°C , и разнородных сталей (низколегированных) со сталями аустенитного класса, а также хромистых сталей типа 15Х25Т (ЭИ-439), в ИЭС им. Е. О. Патона взамен электродов ОЗЛ-6 разработаны электроды АНВ-70 (Э-10Х25Н13Г2) на базе проволоки 07Х25Н13 с покрытием рутил-основного типа (табл. 2). Они позволяют выполнять сварку как на постоянном, так и на переменном токе во всех пространственных положениях, обеспечивают легкое повторное зажигание дуги, хорошее формирование шва, легкую отделимость шлаковой корки, характеризуются минимальными потерями электродного металла от разбрызгивания.

Для изготовления элементов узлов камер сгорания газовых турбин, работающих при температурах вплоть до 1100°C , применяют сплавы типа ХН78Т (ЭИ-435), а для узлов, эксплуатируемых при температурах до $750\ldots 800^\circ\text{C}$, — ХН70ВМУТ (ЭИ-765) [17]. Сварку этих сплавов выполняют электродами ЦТ-28 (Э-08Х14Н65М15В4Г2) с покрытием основного типа на постоянном токе во всех пространственных положениях.

Взамен электродов ЦТ-28 разработаны электроды марки АНВ-68 (Э-08Х14Н65М15В4Г2) с покрытием основного типа (табл. 2), позволяющие выполнять сварку на постоянном токе во всех пространственных положениях и обеспечивающие лучшую отделимость шлаковой корки, а также меньшие потери электродного металла от разбрызгивания.

Производство электродов АНВ-68 и АНВ-70 осуществляется на ОЗСМ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

1. Каховский Н. И. Сварка высоколегированных сталей. — Киев: Техника, 1975. — 375 с.
2. Коррозионная и химическая стойкость материалов: Справочник / Под ред. Н. А. Долежале. — М.: Машгиз, 1954. — 570 с.
3. Туфанов Д. Г. Коррозионная стойкость нержавеющей сталей и чистых металлов: Справочник. 4-е изд. — М.: Металлургия, 1982. — 352 с.
4. Каховский Н. И., Фартушный В. Г., Демьяненко Г. П. Автоматическая сварка под флюсом сталей 0Х23Н28МЗДЗТ // Автомат. сварка. — 1968. — № 8. — С. 47–51.
5. Ющенко К. А., Захаров Л. С., Дятлова Г. В. Универсальные электроды для высоколегированных хромоникелевых сталей типа 18-10 // Всесоюз. конф. по сварочным материалам (Череповец-Киев, 1983 г.). — Киев, 1983. — С. 79–80.
6. Каховский Н. И., Липодаев В. Н. Электроды для сварки хромоникелевых нержавеющей сталей типа 18-10 с низким содержанием углерода // Автомат. сварка. — 1965. — № 12. — С. 55–58.
7. А. с. 712210 СССР, МПК В 23 К 9/00. Способ дуговой сварки / Н. И. Каховский, В. Н. Липодаев. — Опубл. 05.03.80; Бюл. № 4.
8. А. с. 791479 СССР, МПК В 23 К 9/00. Способ дуговой сварки / Н. И. Каховский, В. Н. Липодаев. — Опубл. 07.10.80; Бюл. № 48.
9. Каховский Н. И., Липодаев В. Н., Уколова Е. С. Электроды для сварки стабильноаустенитных сплавов ЭИ-943 и ЭП-516 // Автомат. сварка. — 1977. — № 7. — С. 68–69.
10. Коррозионная стойкость сварных соединений стали 02Х8Н22С6 в 98%-й азотной кислоте / Н. А. Агутина, Л. Х. Сыгучева, В. Н. Липодаев и др. // Новые коррозионно-стойкие стали и сплавы и защита от коррозии. — М.: НИИхиммаш, 1986. — С. 9–12.
11. Влияние никеля на структуру и свойства высококремнистых аустенитных швов / В. Н. Липодаев, К. А. Ющенко,



- В. Ю. Скульский и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 9. — С. 9–12.
12. Улянин Е. А. Коррозионностойкие стали и сплавы // Новые достижения в области теории и практики противокоррозионной защиты металлов: Сб. докл. семинара (Звенигород, 1980 г.). — М., 1981. — С. 77–92.
13. Богачев И. Н., Егояев В. Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. — М.: Металлургия, 1973. — 296 с.
14. Новые экономнолегированные материалы для сварки сталей 110Г13Л и 30Г / В. Н. Липодаев, Н. И. Каховский, Л. С. Захаров и др. // Автомат. сварка. — 1977. — № 9. — С. 71–73.
15. Механизированная сварка хладостойких сталей с 6 и 9 % никеля / К. К. Ющенко, Т. М. Старушенко, В. А. Пестов, Г. Г. Монько // Криогенные материалы и их сплавы: Докл. междунар. конф. — Киев: Наук. думка, 1986. — С. 196–199.
16. Захаров Л. С., Пестов В. А., Самойленко В. И. Электроды для сварки хладостойких сталей ОН9 и ОН6 на переменном токе // Сб. докл. X Всесоюз. конф. по сварочным материалам (Краснодар, 1990 г.). — Краснодар, 1990. — Ч. II. — С. 15–18.
17. Земзин В. Н. Жаропрочность сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1972. — 272 с.

The paper describes the status and prospects for development and application of coated metal electrodes of AHB trademark, designed for welding high-alloyed steels and alloys on nickel base in chemical, power and transportation engineering, food, chemical and metallurgical industry, cryogenic and power engineering.

Поступила в редакцию 18.03.2003,
в окончательном варианте 30.05.2003

Вторая международная конференция
**«Математическое моделирование
 и информационные технологии
 в сварке и родственных процессах»**

Поселок Качивели, Крым, 13–17 сентября 2004 г.





Организаторы

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

Тематика конференции

Математическое моделирование:

- физических явлений, определяющих эффективность и распределение тепловых нагрузок при сварочном нагреве;
- процесса переноса металла при сварке;
- образования и гидродинамики сварочной ванны при сварке плавлением сплошных и пористых материалов;
- кристаллизации сварочной ванны, химического состава зоны проплавления и образования химической неоднородности;
- кинетики микроструктурных изменений при одно- и многопроходной сварке;
- зависимости химического состава — микроструктура — механические свойства;
- кинетики деформационных процессов в температурных интервалах образования горячих трещин и условий их предупреждения;
- термомеханических процессов при сварке давлением с учетом больших деформаций;
- транспорта водорода в сварных соединениях;
- оценки риска образования холодных (водородных) трещин;

- остаточных напряжений и деформаций при многопроходной сварке с учетом изменений микроструктуры металла;
- деградации свойств материала сварных соединений под воздействием высоких температур, химически агрессивных сред и ядерного облучения;
- процесса идентификации дефектов в сварных соединениях при неразрушающих методах испытаний.

Информационные технологии в сварке, наплавке и нанесении покрытий:

- создание баз данных по характеристикам конструкционных и сварочных материалов для математического моделирования физических процессов при сварке и родственных технологиях;
- расчетно-информационные системы для получения рациональных технологических решений по конкретным проблемам сварки и родственных процессов;
- Internet и информационные услуги в области сварки и родственных технологий.

Для участия в конференции необходимо заполнить регистрационную карточку и направить её в Оргкомитет не позднее 1 декабря 2003 г.
 К началу конференции будут изданы тезисы докладов, которые докладчикам не позднее 15 апреля 2004 г. необходимо направить в оргкомитет.
 Объем тезисов 1/2 стр. текста формата А4.

Оргкомитет:

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, отд. 34
 ул. Боженко 11, Киев-150, 03680, Украина
 тел.: (38044) 261-56-80, 269-26-23, факс: 227-65-57
 e-mail: d34@pwi.rel.com, journal@paton.kiev.ua
<http://www.nas.gov.ua/pwj>





ТЕХНОЛОГИЯ ПАЙКИ ТРУБНЫХ ПАКЕТОВ СЕКЦИЙ РАДИАТОРОВ ТЕПЛОВОЗОВ В ХК «ЛУГАНСКТЕПЛОВОЗ»

Г. Г. БАСОВ, канд. техн. наук, А. Н. ТКАЧЕНКО, А. А. СКОРОДУМОВ, Н. П. ЕФИМОВА, инженеры
(ХК «Лугансктепловоз», Украина)

Рассмотрена конструкция трубного пакета секций радиатора, описана технология его изготовления на специализированном оборудовании и определена перспектива усовершенствования процесса спекания.

Ключевые слова: спекание, пайка, растекание припоя, смачиваемость припоем, камера, конвейер, автомат, флюс, газовая сварка, испытание, мощность, флюсование

ХК «Лугансктепловоз» — головное предприятие по выпуску секций радиаторов локомотивов всех серий, а также других машин и механизмов. Секции радиаторов являются основными элементами водяной системы тепловоза, обеспечивающей охлаждение дизеля, наддувочного воздуха и масла. Производственные мощности предприятия рассчитаны на годовой выпуск 160...170 тыс. секций различных модификаций (нагревательных, охлаждающих, калориферов, а также секций с турбулизацией). Технология их изготовления весьма сложна и разнообразна, она определяется конструктивными особенностями отдельных элементов секций (значительным количеством соединительных элементов и небольшим расстоянием между ними), а также сочетанием материалов медь-латунь-сталь (различные физико-химические свойства).

Наиболее распространенной моделью водовоздушного радиатора является секция высотой 1413 мм, шириной 153 мм, глубиной 203 мм. Практически все модификации радиаторных секций имеют типовую конструкцию, однако отличаются друг от друга шагом расположения пластин, сечением трубок, габаритными размерами и общей массой. Основным элементом секции водяного радиатора (рис. 1) является трубный пакет (1220×151×91 мм), состоящий из двух полупакетов [1]. Полупакет представляет собой набор медных рельефных охлаждающих пластин 9 надетых на плоскоовальные трубки 7, концы которых вставлены и припаяны в отверстия решеток трубных коробок 2 из меди МЗ. Подвод воды к трубкам и крепление секций производится стальными коллекторами 1, припаянными к трубным коробкам 2 твердым припоем. Для удобства в работе и безопасной эксплуатации секций в процессе производства охлаждающие пластины с двух сторон закрыты боковыми щитками 10.

Охлаждающая трубка 7 длиной 1220 мм, сечением 19×2,2×0,55 мм, изготовленная из латуни Л96, служит для охлаждения проходящей по ней жидкости и имеет контакт с охлаждающей пластиной 9, и чем он лучше, тем эффективнее работа радиаторной секции. На поверхность трубки на-

носится слой припоя ПОССу 40-2 толщиной 0,03...0,04 мм. При пайке трубок с охлаждающей пластиной методом «окуривания» слой припоя на нее предварительно не наносится. Концы трубки на длине 8^{+2} мм от торца не лудят, поскольку взаимодействие твердого и мягкого припоя ухудшает качество паяемого шва [2].

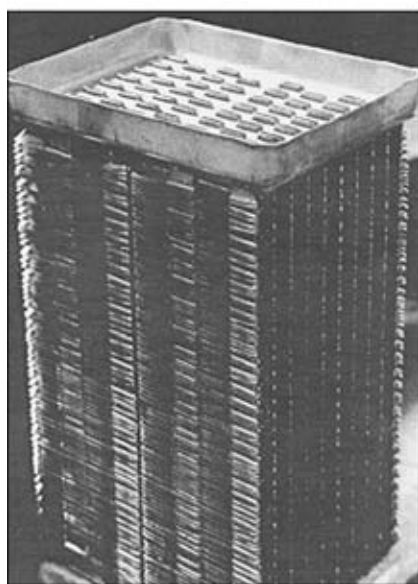
Трубная коробка 2 представляет собой клепаную медную конструкцию в виде короба с отбуртовкой 25 мм по всему периметру, она имеет габаритные размеры 203×153 мм. В трубной коробке группируются все концы охлаждающих трубок, которые выступают из нее на высоту $3,5^{+1,5}_{-1,0}$ мм. Высота трубной коробки 25 мм выбрана таковой с целью стыковки со стальным коллектором, ликвидации всех погрешностей при сборке и сохранения основного базового размера 1356 мм при сборке холодильной камеры тепловоза.

Усиленная доска 4 представляет собой медный лист толщиной 3 мм размером 192×142 мм. Она имеет отверстия для прохождения радиаторной трубки и предохраняет ванну расплавленного припоя от вытекания из трубной коробки. Усиленная доска является также «защитным экраном», препятствующим распространению тепла на охлаждающие трубки. Доска крепится к трубной коробке посредством 20 медных заклепок 3 диаметром 0,4 мм. Крепление осуществляется в штампе.

Полоса 6 — это тонкая пластина толщиной 0,6 мм и длиной 1240 мм, которая обеспечивает жесткость трубного пакета.

Концевые пластины 5 толщиной 0,4 мм из латуни ПЭЗ размером 149×82 мм служат для скрепления двух полупакетов в единый узел. Концевые пластины, устанавливаемые в пакетах, накрываются трубной коробкой, имеющей отверстия для трубок и полос. Каждый полупакет закрепляется четырьмя полосами и двумя концевыми пластинами.

Охлаждающая пластина 9 является основным теплоносителем в радиаторной секции и служит для отвода тепла в атмосферу. Количество охлаждающих пластин в пакете составляет 519 шт., но это количество может быть изменено в зависимости от конструкции радиатора. Пластина, имеющая габаритные размеры 151×91 мм, изготовлена из ленты НДМЗП (0,09×95 мм). Для улучшения



а

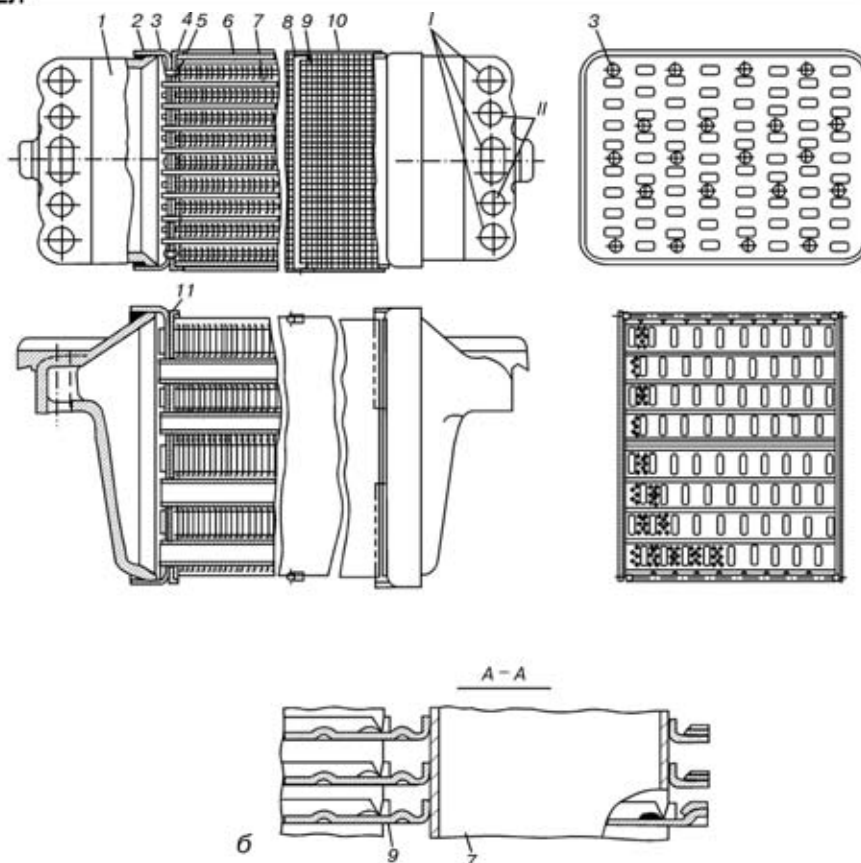


Рис. 1. Внешний вид (а) и схема секции водяного радиатора (б): 1 — коллектор; 2 — трубная коробка; 3 — заклепка; 4 — усиливающая доска; 5 — концевая пластина; 6 — полоса; 7 — охлаждающая трубка; 8 — пруток; 9 — охлаждающая пластина; 10 — боковой щиток; 11 — ободок; I, II — отверстия соответственно для прохода воды и крепления шпилек секции к коллектору холодильной камеры

отвода тепла в атмосферу она имеет на поверхности ряд гофров в виде отдельных отштампованных точек. В зависимости от конструкции радиатора, конструкция пластины может быть изменена. Изготавливаются пластины в автомате для набора полупакетов секций радиаторов. В пластине выштамповываются отверстия для трубок и полос. Шаг

расположения пластин на водяных секциях составляет 2,30 и 2,83 мм, на масляных — 3,28 мм.

С учетом сложности технологии изготовления секции радиаторов их производство разделено на три этапа: спекание трубного пакета секции; изготовление радиаторов на сборочном конвейере; контроль секций на конвейере окончательной сдачи.

Рассмотрим первый этап. Спекание трубного пакета радиатора трубного пакета начинается на участке, где на специализированном автомате происходит набор полупакетов (рис. 2). На сборочный участок в специальной таре подаются охлаждающие трубки определенной длины с луженой поверхностью и бухта ленты для изготовления охлаждающих пластин, которая заправляется в автомат. В автомате устанавливается специальная кассета, в отверстиях которой закреплено 34 охлаждающие трубки. При включении автомата заготовка пластины механически отрезается, штампуется, в ней пробиваются отверстия. Затем охлаждающие пластины с заданным шагом насаживаются на трубки. Автоматы набора полупакетов бывают разные (в зависимости от сечения трубки). Благодаря такой конструкции автоматов с механическим приводом стало возможным повысить производительность труда и улучшить условия работы оператора. После набора на трубки 519 охлаждающих пластин полупакет достигает высоты 1196 мм, затем автомат выключается, а полупакет снимается с кассеты и укладывается в специальную тару. Тара с полупакетами передается на участок,

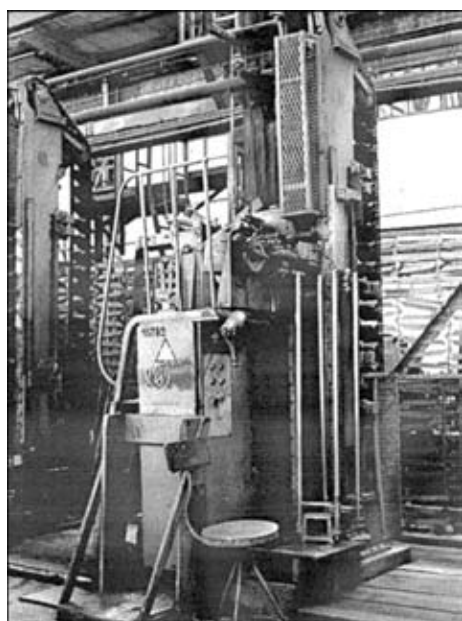


Рис. 2. Автомат для набора полупакетов секций радиаторов

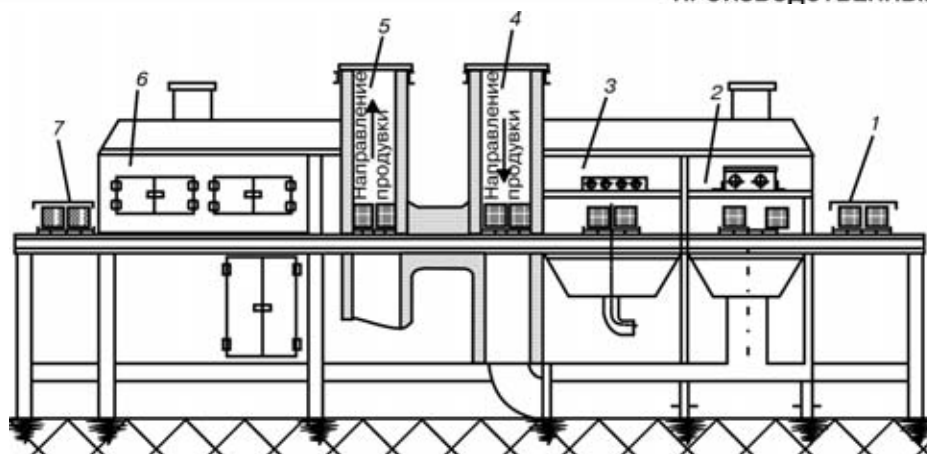


Рис. 3. Схема печи спекания трубных пакетов (существующая): 1 — позиция загрузки; 2 — камера флюсования; 3 — камера продувки; 4 — камера предварительного подогрева; 5 — камера пайки; 6 — камера охлаждения; 7 — позиция разгрузки

где происходит сборка трубного пакета и установка боковых щитков. На этом участке два рабочих места — сборки трубного пакета и установки боковых щитков и их крепления. На первом рабочем месте на два полупакета набиваются концевые пластины, а в отверстия охлаждающих пластин протягиваются по четыре полосы для придания жесткости. Затем полупакеты соединяются между собой трубными коробками. После контроля шаблонами высоты выхода трубок из трубной коробки концы трубок развальцовываются специальным приспособлением. Второе рабочее место представляет собой специализированный стенд для установки боковых щитков и соединительных скоб, оборудованный прижимами и базовыми упорами. Приварка щитков и скоб производится на этом же стенде механизированной сваркой в защитном газе. После сборки трубный пакет укладывается в специальную тару и передается к печи спекания.

Механизированная газовая печь спекания трубных пакетов (рис. 3) представляет собой автоматическую линию для пайки охлаждающих пластин с радиаторными трубками. Перед запуском линии в работу необходимо выполнить ряд подготовительных операций: заправить ванну флюсования хлористым цинком; разжечь печь спекания; проверить работу конвейера линии на холостом ходу, а также в ручном и автоматическом режимах; включить подачу флюса и обдуть воздухом трубные пакеты; установить необходимый температурный режим и время выдержки для каждой технологической операции; подать тельфером на линию спекания два трубных пакета и установить их горизонтально в кассету; переключить линию на автоматический режим.

Пайка радиатора происходит путем разогрева потоком горячего воздуха, нагретого в специальной камере при помощи газовых горелок. Горячий воздух нагнетается вентилятором в различные камеры печи, где создается определенная температура, под действием которой слой припоя на трубке расплавляется и заполняет зазоры [3].

В процессе спекания два пакета, уложенные для загрузки (рис. 3, поз. 1) в кассету автоматически проходят через четыре камеры с выдержкой в каждой 3,5 мин. Камеры флюсования 2

и продувки 3 представляют собой закрытую объемную металлоконструкцию с дождевальной установкой. Раствор хлористого цинка из емкости закачивается центробежным насосом и подается в систему трубопроводов для дождевания. После чего включается пневмосистема, которая обдувает трубные пакеты воздухом. Остатки флюса стекают в поддон камеры флюсования и повторно используются в процессе флюсования. По истечении 3,5 мин пакеты перемещаются конвейером линии в камеру предварительного подогрева.

Камера предварительного подогрева 4 имеет футеровку для сохранения тепла и служит для разогрева трубных пакетов до температуры $(220 \pm 10)^\circ\text{C}$ воздухом, нагретым в отдельно стоящих топках, который нагнетается в камеру через вентиляционную систему.

Камера пайки 5 имеет конструкцию, аналогичную камере предварительного подогрева. В ней при температуре $(280 \pm 10)^\circ\text{C}$ припой расплавляется и затекает в зазоры. Затем комплект трубных пакетов передвигается в камеру охлаждения 6. Здесь трубные пакеты охлаждаются до температуры $80 \dots 100^\circ\text{C}$ продувкой воздухом с помощью вентилятора. Конструктивно камера охлаждения выполнена по такой же схеме, что и предыдущие. После остывания комплект радиаторов выходит из печи спекания.

При разгрузке (рис. 3, поз. 7) секции снимаются с помощью специального приспособления с кассеты и устанавливаются на контрольное рабочее место, где происходит проверка качества пайки охлаждающих пластин с трубками. Пустая кассета возвращается в первоначальное положение для повторной загрузки. Указанную проверку осуществляют на обеих наружных фронтальных поверхностях методом сдвига пластин пинцетом в трех сечениях — по середине и на расстоянии 60 мм от каждой трубной коробки. При этом пластины должны прочно удерживаться на трубках.

Автоматическую линию спекания трубных пакетов обслуживают четыре человека, полную замену флюса в емкости производят 4 раза в месяц, содержание железа в хлористом цинке допускается не более $0,07 \dots 0,08\%$.

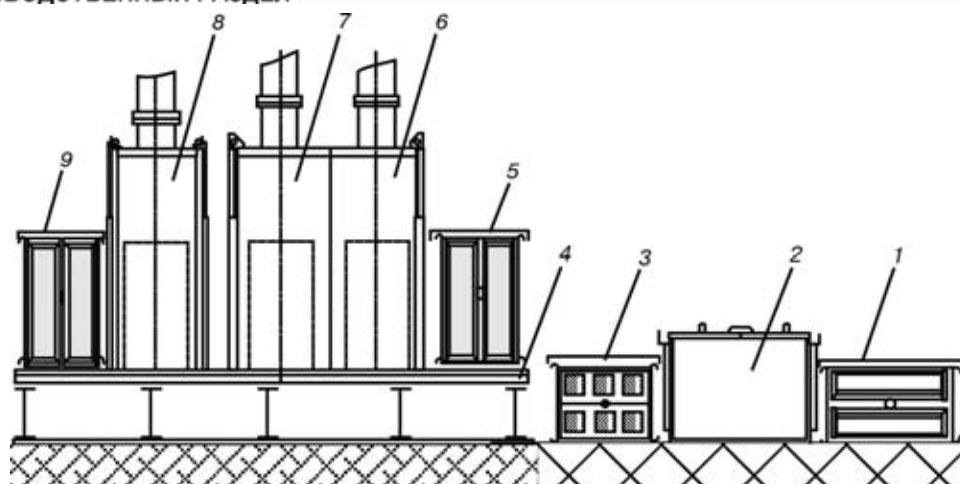


Рис. 4. Схема печи спекания трубных пакетов в вертикальном положении: 1 — позиция укладки в кассеты; 2 — ванна флюсования; 3 — позиция обдувки; 4 — конвейер печи; 5 — позиция загрузки; 6 — камера подогрева; 7 — камера пайки; 8 — камера продувки; 9 — позиция разгрузки

Рассмотренная выше технология спекания секций радиаторов в существующей печи обеспечивает получение необходимых теплотехнических параметров, которые соответствуют техническим требованиям. Однако при спекании в горизонтальном положении припой не полностью заполняет подготовленный зазор под пайку, что влечет снижение теплового контакта между трубкой и охлаждающей пластиной.

С целью достижения более высоких теплотехнических параметров и повышения качества изготовления радиаторных секций специалистами ХК «Лугансктепловоз» разработана новая конструкция печи спекания пакетов секций радиаторов, которая позволяет производить пайку секций в вертикальном положении, что обеспечивает более полное растекание припоя и заполнение паяемых зазоров. Следует отметить, что предложенная конструкция печи разработана таким образом, что сохраняется поточность прохождения радиатором технологического цикла печи горизонтального спекания. В качестве транспортирующих средств используется конвейер шагающего типа (рис. 4).

Одной из особенностей указанной печи является замена теплоносителя. Если в существующей печи нагрев воздуха для подогрева секций в процессе пайки проходит в результате сгорания природного газа, то в данной конструкции применены электрические тэны, которые создают более эффективный и равномерный нагрев изделия.

Внедрение технологии вертикального спекания повысит теплоотдачу радиаторной секции, а следовательно, улучшит работу дизеля, в результате чего увеличится межремонтный пробег локомотивов, что в свою очередь исключит затраты (153 тыс. грн) на проведение четырех плановых годовых ремонтов. Замена природного газа на более эффективный теплоноситель (электроэнергию) позволит получить экономический эффект 95 тыс. грн. В целом от внедрения технологии вертикального спекания секций радиаторов экономический эффект составит 248 тыс. грн.

1. *Тепловоз ТЭ10М. Руководство по эксплуатации.* — М.: Транспорт, 1985. — 421 с.
2. *Хрятин В. Е. Справочник паяльщика.* — М.: Машиностроение, 1981. — 394 с.
3. *Справочник по пайке* / Под ред. И. Е. Петрунина. — М.: Машиностроение, 1984. — 400 с.

The paper deals with design of a tube bank of radiator sections, describes the technology of its fabrication in specialized equipment and outlines the prospects for improvement of the sintering process.

Поступила в редакцию 29.05.2003

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТЫКОВ РЕЛЬСОВ НА ИНДУКЦИОННЫХ УСТАНОВКАХ

И. З. ГЕНКИН, канд. техн. наук (ВНИИЖТ, г. Москва, РФ)

Описаны результаты разработки и внедрения технологии и оборудования российского производства для сварки и термической обработки рельсов. Отмечено создание международного стандарта «Сварные рельсы», в котором определены требования к прочности, пластичности и прямолинейности стыков, установлена область применения рельсов, сваренных разными способами.

Ключевые слова: контактная сварка, газопрессовая сварка, дуговая сварка, термитная сварка, рельс, термическая обработка

Прогрессивным направлением усиления верхнего строения пути является замена болтовых стыков сварными. Применение сварки наряду с увеличением мощности рельсов и их термическим упрочнением, повышением чистоты стали и качества металла улучшает работу пути и снижает затраты на его содержание.

В России и других странах на наземных железных дорогах, в метрополитенах, городском и промышленном транспорте при укладке новых и ремонте старогодных рельсов широко применяют сварку для увеличения их длины и перехода от звеньевому к бесстыковому пути.

Сварку рельсов в основном выполняют четырьмя способами (контактным стыковым, газопрессовым, термитным и дуговым), значительно отличающимися технико-экономическими данными. Важнейшими показателями при этом являются механические свойства и постоянство качества стыков, эксплуатационная стойкость и стоимость сварки рельсов, производительность и трудоемкость процесса, механизация и автоматизация работ.

Прочность и надежность рельсов, сваренных контактными и газопрессовыми способами, определяются прежде всего правильным выбором технологии и режимов сварки, термической и механической обработки стыков, а также строгим их соблюдением. При термитной и дуговой сварке качество стыков и долговечность рельсов зависят и от свойств присадочных материалов.

На железных дорогах России и других стран СНГ применяют контактную сварку оплавлением, позволяющую обеспечить высокие показатели прочности и пластичности стыков, наибольшую производительность и наименьшую стоимость работ, механизацию и автоматизацию процесса. Сварку рельсовых элементов стрелочных переводов выполняют контактными и термитными способами. Осуществляют дуговую ванную сварку рельсовых элементов стрелочных переводов. В небольшом объеме (примерно 5 %) используют дуговой ванный способ сварки рельсов на станционных железнодорожных и трамвайных путях.

Работу по дальнейшему совершенствованию технологии, режимов и контактных машин для сварки рельсов выполняют ВНИИЖТ и ЦП МПС РФ, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Каховский и Псковский заводы электросварочного оборудования.

Металл сварного соединения рельсов без термической обработки стыков имеет крупнозернистое строение (рис. 1) и более низкие показатели механических свойств, чем основной металл. Металл зоны сварного стыка, по сравнению с металлом прокатных рельсов, отличается меньшей пластичностью, вязкостью и большей склонностью к хрупким разрушениям.

У рельсов с металлом обычной прочности в зоне сварки разброс твердости колеблется в небольших пределах ($HV 10 \dots 30$). При сварке рельсов повышенной и высокой прочности в стыках происходит значительное снижение твердости (соответственно на $HV 100$ и $HV 150$) (рис. 1), износостойкости и предела выносливости металла в головке.

Для повышения прочности (долговечности развития усталостной трещины), живучести, износостойкости и надежности работы в пути разработана и внедрена на дорогах России и стран СНГ сварка бесстыковых плетей с термической и механической обработкой стыков.

В результате термической обработки твердость металла головки сварных стыков рельсов повышается и выравнивается. При эксплуатации в пути твердость металла дополнительно выравнивается (рис. 1, з, д).

В результате исследований, проведенных во ВНИИЖТ МПС РФ, ВНИИ ТВЧ им. В. П. Вологодина, Департаментом пути и сооружений МПС РФ в содружестве с рельсосварочными предприятиями дорог созданы способ и оборудование для сварки рельсов современного и перспективного изготовления с дифференцированным и термическим упрочнением стыков и их механической обработкой.

Дифференцированная термическая обработка при сварке рельсов обычной, повышенной и высокой прочности включает объемный нагрев всего сварного стыка рельсов токами средней частоты с помощью специальных индукторов и принудительное охлаждение металла головки воздушно-водяной смесью.



Прочность и пластичность сварных объемно закаленных рельсов типа Р65 из стали, раскисленной комплексными ферросплавами, с термической обработкой стыков при статическом поперечном трехточечном изгибе

Серия образцов, шт.	Разрушающая нагрузка (в числителе) и стрела прогиба (в знаменателе)				Расхождение показателей	
	Среднее значение, кН(тс)/мм	Основное отклонение, кН(тс)/мм	Коэффициент вариации, %	Брак, %	Критерий оценки	Коэффициент доверия
16*	$\frac{1929(192,9)}{19,5}$	$\frac{14(1,4)}{0,8}$	$\frac{3}{16}$	$\frac{—}{100}$	$\frac{+5,4}{+5,9}$	$\frac{1}{1}$
46**	$\frac{2247(224,7)}{42}$	$\frac{12(1,2)}{1,3}$	$\frac{6}{20}$	—		

* Сварные рельсы без термической обработки стыков.
 ** Сварные рельсы после дифференцированной термической обработки стыков с индукционного нагрева.

Различные виды термической обработки сечений сварных стыков рельсов, например упрочнение головки с самоотпуском, повышение пластичности металла в подошве и шейке путем нормализации, выполняют как единую технологическую операцию по установленной программе на одном и том же индукционном оборудовании для различных марок стали.

С целью обеспечения высокой усталостной прочности в головке и подошве, а также в шейке рельсов после удаления сварочного утолщения срезкой или

обрубкой и термической обработки стыков введено шлифование по всему их периметру крупно- и мелкозернистыми камнями.

Закалка головки от сварочных температур и нормализация подошвы контактным нагревом позволяют восстановить твердость и предел выносливости металла, обеспечивают необходимую пластичность и хрупкую прочность рельсов. Наиболее высокие значения механических свойств по прочности (разрушающей нагрузке) и пластичности (стреле прогиба) имеют сварные рельсы после дифференцированной термической обработки стыков с индукционного нагрева токами средней частоты (таблица).

Хрупкая прочность и ударная вязкость металла сварных рельсов после местной термической обработки стыков резко возрастают. Увеличение сопротивляемости хрупким разрушениям сварных рельсов обычной, повышенной и высокой прочности увеличивает надежность их работы в пути. Это особенно важно при массовом применении рельсов из сталей новых марок бесстыковых плетей и рельсов в районах с суровым климатом, на скоростных и высокоскоростных линиях.

В России созданы и изготавливаются индукционные установки для термического упрочнения стыков рельсов на технологических линиях рельсостроительных предприятий и в пути.

Техническая характеристика индукционной установки

Типы обрабатываемых рельсов	Р75, Р65, Р65К, Р50
Переходные стыки рельсов	Р75/Р65, Р65/Р50
Мощность источника питания токами средней частоты, кВ·А	250
Частота тока, кГц	2,4
Рабочий зазор между винтами индуктора и рельсом, мм	5... 10
Температура нагрева сварных стыков, °С	850... 875
Продолжительность нагрева сварных стыков, с	120... 240
Продолжительность охлаждения металла головки (закаленные рельсы), с:	
воздушно-водяной смесью	40... 80
воздухом	80... 120
Продолжительность подстуживания металла головки (термически не упрочненные рельсы)	
воздушно-водяной смесью, с	10... 20

Установки стационарные ИТСМ-250/2,4 включают технологические блоки проходного типа, оснащенные устройствами и приборами для выполнения и регистрации процесса термической обработки сварных стыков рельсов. В них име-

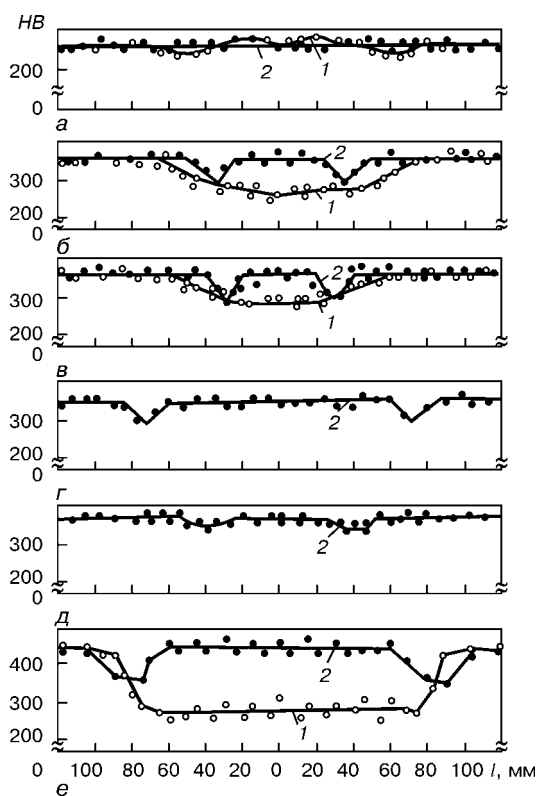


Рис. 1. Твердость металла головки сварных закаленных рельсов типа Р65: а-г — из стали М76; д — из стали 75ХГСТ; а — термически не упрочненные (малый разброс значений твердости металла); б-е — закаленные; б, в — сварка прерывистым подогревом и непрерывным оплавлением, закалка с тепла сварки; г, д — закалка с индукционного нагрева с широкой и узкой зоной нагрева в головке и тепла сварки (после пропускa 400 млн т груза брутто); в процессе эксплуатации твердость металла в головке дополнительно выравнивается и повышается; е — закалка с индукционного нагрева (большое выравнивание и повышение твердости металла); 1 — стыки без термической обработки; 2 — стыки после упрочнения (выравнивание и повышение твердости металла); кружки — единичные измерения твердости сварных стыков без термической обработки (светлые), после термической обработки (темные); l — расстояние от шва

ются два самостоятельных согласующих трансформатора.

Технологические блоки установок размещаются в поточных линиях за контактными машинами обычно на расстоянии примерно 50 м по ходу изготовления сварных рельсовых плетей и могут перемещаться на 1...2 м в продольном направлении и возвращаться обратно, что позволяет термическую обработку выполнять одновременно со сваркой последующих стыков без снижения темпа работ. Подача и отвод рельсов производятся по рольгангам поточных линий для осуществления термической обработки сварных стыков и других технологических операций в процессе изготовления плетей.

Установка полевая ИТП-250/2,4 размещена на модернизированной платформе путеремонтной лебучки. Она работает в составе комплекса передвижной контактной машины для сварки рельсов в полевых условиях, от которого получает электрическое питание. Данная установка включает нагревательный модуль, на котором установлены индукторы и распылитель. Разделительно-согласующий трансформатор, конденсаторные батареи (сухие, без водяного охлаждения), тиристорный преобразователь и другие устройства смонтированы на платформе. Электрическое питание к индукторам осуществляется с помощью водоохлаждаемых кабелей. С платформы подаются шланги для воздуха и воды. Система водоохлаждения замкнутая.

Установки нового поколения имеют медные индукторы с железными магнитопроводами. Они обеспечивают различную длину нагрева сварных стыков в головке (на небольшой длине), шейке и подошве рельсов. Применение индукторов позволяет получать после термической обработки как в стационарных технологических линиях рельсоварочных предприятий, так и в пути плети без просадок (седловин) и иметь в сварных стыках необходимый плюсовой допуск (горбики).

На железных дорогах России дифференцированное термическое упрочнение стыков производят при сварке рельсов отечественного производства и импортных поставок в первую очередь из сталей новых марок с высоким содержанием углерода, раскисленных комплексными ферросплавами, микро- и макролегированных хромом, кремнием и другими элементами.

Обобщение результатов исследований и производственного опыта показывает, что применение дифференцированной термической обработки сварных стыков обеспечивает в металле головки восстановление прочностных свойств до уровня основного металла рельсов. Металл подошвы и шейки сварных рельсов имеет мелкозернистую структуру с высокими показателями пластичности, вязкости, долговечности развития усталостных трещин и живучести. Все это повышает надежность, эксплуатационную стойкость и срок службы сварных рельсов, закаленных и термически не упрочненных.

Сварные бесстыковые плети и длинные рельсы, закаленные с дифференцированным термическим упрочнением индукционного нагрева стыков, эк-

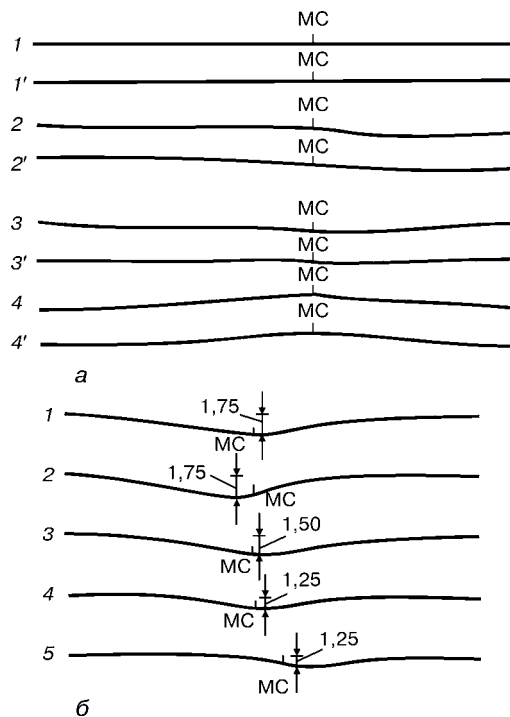


Рис. 2. Продольные профили поверхности катания сварных закаленных рельсов: а — местное упрочнение сварных стыков (соответствует требованиям технических условий); б — без восстановления заковки (не отвечает требованиям технических условий); 1-4 — при укладке и 1'-4' — после пропуска 400 млн т груза брутто; 1, 1' — неровности в пределах допуска (менее 0,3 мм на длине 1 м); 2-2' — смещения; 3-3' — седловины; 4, 4' — горбы; 1-5 — седловины в сварных стыках после пропуска по рельсам 220 млн т груза брутто; при эксплуатации происходит дальнейшее выравнивание и повышение твердости металла в головке; масштаб вертикальный 4:1; горизонтальный 1:5; MC — место сварки

сплуатируются на железных дорогах России и стран СНГ в ряде направлений более 15 лет, пропустив на отдельных участках 1 млрд т груза брутто.

В процессе длительной эксплуатации рельсов не выявлено образование седловин и горбов в сварных стыках и переходных участках при их местном упрочнении (рис. 2).

После местной термической обработки рельсов с применением новых индукторов в сварных стыках не появляются седловины, а происходит выравнивание небольших просадок. Это способствует выпуску плетей с ровной поверхностью катания и плюсовым допуском в сварных стыках в вертикальной плоскости, что оказывает благоприятное влияние на эксплуатацию рельсов пути.

Для выравнивания больших просадок или выпуклостей (при местном изгибе не более 2 и 3 мм на длине соответственно 1,0 и 1,5 м) на рельсоварочных предприятиях железных дорог применяют правку сварных стыков в горячем состоянии. Это позволяет улучшить прямолинейность сварных рельсов, что особенно важно в связи с возрастанием скоростей движения поездов и массовой укладки бесстыкового пути.

На путях железнодорожного, а также городского и промышленного транспорта весьма актуальным является использование вместо болтовых стыков с переходными накладками сварных рельсов разных профилей. Это связано с тем, что



такие накладки являются недолговечными вследствие концентрации напряжений в местах их перехода от одного рельса к другому, особенно при изготовлении в условиях дистанции пути. Рельсы переходного профиля, соединенные накладками, являются, кроме того, напряженными местами пути.

В связи с этим возникла необходимость создания сварных рельсов переходного профиля без нарушения их целостности и с обеспечением плавного изменения сечения и жесткости по длине. Для этого были применены местный нагрев, прессование на необходимый размер подошвы и шейки рельсов большего сечения, контактная стыковая сварка двух смежных профилей с последующей термической и механической обработкой стыков.

Изготовлены индукторы, позволяющие осуществлять необходимый нагрев для прессования и резания рельсов механическим способом лезвийным инструментом. Механическая обработка сварных стыков, особенно переходного профиля, должна выполняться вдоль рельса абразивным инструментом без задиров и нарушения сечений с обеспечением плавных переходов.

Обработку стыков производят по всему периметру заподлицо с основным профилем вдоль рельса абразивным инструментом с крупной (125-63) зернистостью. В средней части шейки на ширине 30 мм производят дополнительную чистовую обработку абразивным инструментом с мелкой (40-25) зернистостью на длину шлифования сварного стыка с вращением круга в поперечном направлении рельса.

Правильно сваренные и обработанные рельсы переходного профиля имеют высокую прочность и надежность стыков, однородность качества и успешно работают в различных эксплуатационных и климатических условиях. Переход от болтовых стыков с накладками к сварным рельсам переходного профиля повышает срок их службы в местах соединений в десять и более раз, снижает стоимость затрат в два раза.

Внедрение разработанных технических решений по сварным рельсам с дифференцированной термической обработкой стыков на основе индукционного нагрева токами средней частоты в три раза уменьшает случаи отказа стыков, снижает затраты на ремонт и содержание пути. Годовая экономия по сети составляет 210 млн руб.

Срок гарантии сварных контактных стыков рельсов устанавливается по количеству пропущенного по ним груза (для рельсов типов Р75 и Р65 — 150 млн т брутто, типа Р50 — 120 млн т брутто), но не более пяти лет с момента поставки.

На основании проведенных исследований и обобщения опыта эксплуатации в пути ВНИИЖТ МПС РФ и ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины создан международный стандарт «Рельсы сварные» (Док. III-1127-98). Во ВНИИЖТ МПС РФ и ВНИИ ТВЧ им. В. П. Вологодина также разработаны технические указания по сварке рельсов и термической обработке стыков. Сварные рельсы с дифференцированной термической обработкой стыков (Док. III-1128-98) отвечают требованиям технических условий России и международного стандарта. В международный стандарт включены разработанные технические требования к показателям прочности, пластичности и прямолинейности сварных стыков рельсов всех типоразмеров и марок сталей, сваренных разными способами, определена область их применения.

Выводы

1. Разработаны и внедрены технология и оборудование для термической обработки сварных стыков рельсов.

2. Сварные рельсы отечественного производства и импортных поставок (Австрия, Канада, Франция, Япония и др.) из углеродистых и легированных сталей, выполненные разными способами сварки с дифференцированной термической обработкой стыков, имеют длительный срок службы бесстыковых плетей в пути при работе в различных эксплуатационных и климатических условиях.

3. Создан международный стандарт «Рельсы сварные», определены требования к показателям прочности, пластичности и прямолинейности стыков, установлены сферы применения рельсов, сваренных разными способами.

4. Переход на термическую обработку стыков с индукционного нагрева токами средней частоты обеспечивает дальнейшее повышение качества, прочности и надежности при сварке бесстыковых плетей и длинных рельсов, на 10 % увеличивает производительность труда, на 15...20 % снижает трудовые и материальные затраты.

Results of development and application of the Russian technology and equipment for welding and heat treatment of rails are presented. Computerised equipment of foreign manufacture is considered. Institution of the international standard "Welded Rails" is noted, the standard specifying requirements to strength, ductility and rectilinearity of the joints, and application fields for the rails welded by different methods.

Поступила в редакцию 14.03.2003,
в окончательном варианте 24.04.2003

ЭМПИРИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ОЦЕНКИ ЭКОНОМИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА МЕРОПРИЯТИЙ ПО ОЗДОРОВЛЕНИЮ ВОЗДУШНОЙ СРЕДЫ ПРИ СВАРКЕ

А. А. МАЗУР, канд. экон. наук, С. В. ЗАЯЦ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены формулы расчета экономического эффекта от снижения токсичности сварочных материалов и применения фильтровентиляционных установок.

Ключевые слова: сварка, вентиляция, сварочные материалы, эмпирические методы, экономический эффект, затраты, предельно допустимые концентрации, токсичность, воздушная среда, фильтровентиляционные установки

При определении целесообразности разработки и внедрения мероприятий по оздоровлению условий труда сварщиков необходимо использовать социально-экономические методы. Как показывает практика, для снижения затрат на обеспечение требуемой чистоты воздуха в зоне дыхания сварщиков и сборочно-сварочном цехе в целом могут быть использованы следующие методы [1]:

применение менее токсичных сварочных материалов (как следствие, снижение требуемых объемов воздуха для растворения выделяющихся при сварке вредных веществ до уровней предельно допустимых концентраций (ПДК));

применение фильтровентиляционных установок (ФВУ) и других видов местной вентиляции, обеспечивающих снижение требуемых объемов вентиляции на 75...80 %;

снижение нормативов ПДК и уменьшение требуемых объемов вентиляции при одних и тех же валовых объемах выделенных вредных веществ;

гигиеническая оптимизация режимов сварки, т. е. сварки на режимах, обеспечивающих пониженные валовые выделения вредных веществ, в том числе в твердых составляющих сварочных аэрозолей (ТССА).

Учет всего комплекса положительных экономических и социальных факторов на практике затруднен из-за отсутствия на сегодня необходимых статистических данных и некоторых нормативных показателей. Поэтому для оценки на предпроектной стадии уровня приведенных затрат и экономического эффекта могут быть использованы эмпирические зависимости, выведенные по результатам анализа внедренных проектов вентиляции сварочных цехов [2].

Ожидаемая величина годовых приведенных затрат на общеобменную вентиляцию ($Z_{пр} = C + E_n K$, где C — себестоимость работ; E_n — нормативный коэффициент эффективности капитальных вложений; K — требуемые капитальные вложения) на предпроектной стадии может определяться по формуле

$$Z_{пр} = nkNV \text{ [тыс. грн.]}, \quad (1)$$

где n — количество сварочных постов, ед.; k — коэффициент уравнения, тыс. грн. (тыс. м³) (при двухсменном режиме работы $k = 1,95$, при односменном — $0,95$); N — среднечасовой расход сварочных материалов на одном сварочном посту, кг/ч; V — объем воздуха, необходимый для разбавления вредных веществ, выделяющихся при использовании 1 кг сварочных материалов, до ПДК, тыс. м³/кг.

Годовой экономический эффект $\mathcal{E}_r$ при замене одного сварочного материала другим, менее токсичным, на предпроектной стадии оценивается по формуле

$$\mathcal{E}_r = Z_{пр1} - Z_{пр2} = nkN(V_1 - V_2) \text{ [тыс. грн.]}, \quad (2)$$

где V_1 и V_2 — объем воздуха, необходимый для разбавления вредных веществ соответственно при базовом и внедряемом варианте, тыс. м³/кг [3].

Приведенные затраты $Z_{пр}^r$ на общеобменную вентиляцию при использовании 1 т сварочных материалов и экономический эффект $\mathcal{E}_r$ от применения указанного количества сварочных материалов с пониженной токсичностью могут быть оценены по формулам

$$Z_{пр}^r = \frac{kV}{4} \text{ [тыс. грн.]}, \quad (3)$$

$$\mathcal{E}_r = \frac{k(V_1 - V_2)}{4} \text{ [тыс. грн.]}. \quad (4)$$

Сегодня в сварочных цехах часто используются комбинированные системы вентиляции (общеобменная вентиляция и фильтровентиляционные установки (ФВУ)). В этом случае формула (1) примет вид

$$Z_{пр}' = n[kNV(1 - \eta) + 9,0] \text{ [тыс. грн.]}, \quad (5)$$

где η — доля сварочного аэрозоля, удаляемого с помощью ФВУ (обычно $\eta = 0,75$); 9,0 — коэффициент уравнения, который может быть принят равным стоимости используемой ФВУ, тыс. грн.

Тогда с учетом (5) формула (2) для оценки годового экономического эффекта может быть представлена в виде



$$\mathcal{E}'_r = \mathcal{E}'_{\text{пр}1} - \mathcal{E}'_{\text{пр}2} = nkN(1 - \eta)(V_1 - V_2) \text{ [тыс. грн.]}. \quad (6)$$

Соответственно выражение (3) для оценки приведенных затрат можно записать следующим образом:

$$\mathcal{E}'_{\text{пр}} = \frac{kN(1 - \eta) + 9,0}{4} \text{ [тыс. грн.]}. \quad (7)$$

Формула для оценки экономического эффекта от использования 1 т сварочных и присадочных материалов с пониженной токсичностью в условиях комбинированной вентиляции примет вид

$$\mathcal{E}'_r = \frac{k(V_1 - V_2)(1 - \eta)}{4} \text{ [тыс. грн.]}. \quad (8)$$

Подставив в формулу (6) общепринятые значения $\eta = 0,75$ и $V_1 - V_2 = 0,3V_1$ для оценки годового экономического эффекта от внедрения комбинированной вентиляции получаем следующую формулу, которую можно использовать на предпроектной стадии и на начальных стадиях проектирования:

$$\mathcal{E}'_r = 0,1nkNV \text{ [тыс. грн.]}. \quad (9)$$

Применение комбинированной вентиляции позволяет не только оздоровить воздушную среду при сварке, но и получить тем больший экономический эффект, чем выше токсичность используемых сварочных материалов, интенсивность их расхода и степень улавливания сварочных аэрозолей (СА).

Результаты выполненных в НИИ гигиены труда и профзаболеваний (г. Киев) исследований биологического действия СА, уточнение зависимостей токсичности марганца от некоторых физико-химических свойств его соединений (растворимости в биосредах организма и др.) позволили обосновать новые дифференцированные ПДК с учетом содержания этого элемента. В частности, при содержании марганца в СА до 20 % утверждена ПДК, равная $0,2 \text{ мг/м}^3$, 20...30 % — $0,1 \text{ мг/м}^3$, класс опасности 2. Применение указанных ПДК снижает ранее завышенные требования к качеству воздуха рабочей зоны, уменьшает затраты на устройство и эксплуатацию систем общеобменной и местной вентиляции в сборочно-сварочных цехах, повышает экономическую эффективность последних.

На основе обобщения результатов [4] проведенных работ для оценки экономического эффекта от снижения объемов общеобменной вентиляции в результате использования новых гигиенических нормативов может быть применено ранее приведенное эмпирическое выражение (2).

Таким образом, при обеспечении безопасности условий труда сварщиков и соблюдении гигиенических нормативов уточненные ПДК позволяют снизить объемы вентиляции, что уменьшает расходы на устройство и эксплуатацию систем вен-

Formulae for calculation of cost effectiveness of reducing toxicity of welding consumables and using filters and ventilation devices are given.

Зависимость требуемых объемов вентиляции от режимов сварки сталей СтЗсп проволокой Св-08Г2С в углекислом газе

Сварочный ток, А	Удельные выделения, г/кг		Требуемые объемы вентиляции, тыс. м ³ /кг
	ТССА	Мп	
200	21,01	2,48	12,4
300	17,52	2,08	10,4
400	14,00	1,65	8,2
430	4,50	0,53	2,6
500	5,02	0,59	3,0

Примечание. Среднее содержание марганца в ТССА составляет около 11,8 %.

тиляции сборочно-сварочных цехов и повышает экономическую эффективность сварочного производства.

Дополнительное снижение затрат на вентиляцию может быть достигнуто за счет гигиенической оптимизации режимов сварки. Результаты исследований интенсивности выделения СА [5] показали, что для многих сварочных материалов, в частности проволок сплошного сечения, в пределах технологически допустимых режимов при сварке в углекислом газе существуют зоны пониженного выделения вредных веществ, обусловленные изменениями характера переноса электродного металла, его разбрызгивания, погружением дуги в сварочную ванну.

Как видно из таблицы, при сварке стали СтЗсп проволокой Св-08Г2С диаметром 2 мм на постоянном токе $I_{\text{св}} = 200...400 \text{ А}$ обратной полярности удельные выделения определяющей вредности (марганца) снижаются с 2,48 до 1,65 г/кг, затем при $I_{\text{св}} = 430 \text{ А}$ резко уменьшаются до 0,53 г/кг, а затем снова начинают возрастать.

Таким образом, применение оптимальных с гигиенических позиций режимов сварки при $I_{\text{св}} \approx 430 \text{ А}$ позволяет при сохранении производительности процесса более чем в 3 раза снизить выделение вредных веществ и соответственно уменьшить требуемые объемы вентиляции.

1. Мазур А. А. Экономическая эффективность мероприятий по оздоровлению воздушной среды при сварке // Автомат. сварка. — 1989. — № 8. — С. 67–70.
2. Мазур А. А., Федорович А. Ю. Методические рекомендации по расчету экономической эффективности внедрения однопостовых фильтровентиляционных агрегатов производительностью до $150 \text{ м}^3/\text{ч}$. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1990. — 63 с.
3. Санитарные правила при сварке, наплавке и резке металлов / Л. Н. Горбань, И. П. Лубянова, А. А. Мазур и др. — Киев: НИИГТиПЗ, 1990. — 27 с.
4. Мазур А. А., Заяц С. В. Эмпирические методы определения экономического эффекта при расчетах вентиляции сварочных цехов: Сб. тр. I Междунар. науч.-практ. конф. «Защита окружающей среды, здоровье, безопасность в сварочном производстве» (11–13 сент. 2002 г., г. Одесса). — Одесса, 1992. — С. 648–652.
5. Левченко О. Г. Влияние состава защитного газа и режимов сварки на валовые выделения сварочного аэрозоля // Автомат. сварка. — 1986. — № 1. — С. 73–74.

Поступила в редакцию 14.01.2003



ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОЕ НАПЫЛЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ FeV–B₄C

А. П. МУРАШОВ, канд. техн. наук, Ю. С. БОРИСОВ, д-р техн. наук, Л. И. АДЕЕВА, канд. техн. наук,
В. Г. БОБРИК, В. Л. РУПЧЕВ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследован процесс плазменного напыления, структура и свойства покрытий из композиционных порошков «феррованадий—карбид бора». Анализ фазового состава покрытий и частиц порошка, прошедших через плазменную струю, показал, что в процессе напыления протекает реакция экзотермического взаимодействия компонентов с образованием боридов и карбидов ванадия и железа. Микротвердость покрытий достигает 16930...18920 МПа.

Ключевые слова: плазменно-дуговое напыление, композиционные порошки, феррованадий, карбид бора, синтез, фазы, экзотермическая реакция, дисперсноупрочненная структура

Повышение стойкости узлов машин или изделий, работающих в условиях абразивного воздействия рабочей среды, может быть достигнуто путем применения износостойких газотермических покрытий. На воздуховодах, деталях вентиляторов, насосах, пресс-формах, штампах для изготовления изделий из металлических, керамических, полимерных материалов, стекла применяют износостойкие покрытия из порошков, содержащих в качестве упрочняющей фазы карбиды вольфрама, титана, хрома (Амперит-502, Метко-439, Метко-31С и др.), или оплавленные никельхромборкремниевые покрытия, содержащие упрочняющие фазы в виде боридных и карбидных соединений [1].

В настоящей работе изучены процессы получения покрытий плазменно-дуговым напылением с использованием композиционных порошков, состоящих из феррованадия и технического карбида бора. Выбор такого материала наряду с доступностью его компонентов обусловлен возможностью образования при его нагреве карбидов, боридов железа и особенно карбидов, боридов ванадия, по своим эксплуатационным свойствам не уступающих карбиду вольфрама [2]. Применение выбранной композиции для напыления покрытий представляет интерес и в связи с выделением тепла экзотермических реакций при образовании новых фаз, что является благоприятным при формировании износостойких плазменных покрытий.

Для напыления использовали конгломерированный порошок, полученный с применением в качестве связующего компонента поливинилового спирта. Кроме того, использовали порошок, полученный путем частичного спекания брикетов, спрессованных из механической смеси порошков феррованадия и технического карбида бора с последующим дроблением, размолом и отбором фракций менее 100 мкм. В обоих случаях

соотношение феррованадия и карбида бора составляло по массе 5:1.

Плазменно-дуговое напыление покрытий осуществляли на универсальной плазменной установке УПУ-8М с плазмотроном, работающим на аргон-азотной плазмообразующей газовой смеси. С целью ограничения доступа кислорода к напыляемому материалу в процессе напыления применяли специальный насадок. Напыление проводили по двум вариантам: с использованием и без использования насадка. Покрытия наносили на образцы из стали Ст3 размерами 15×20×3 мм, толщина покрытия составляла не менее 0,35 мм. Одновременно проводили распыление материала в воду с последующим отбором распыленных частиц. Параметры напыления определены после их оптимизации при получении покрытий из композиционного терморегулирующего порошка 80 % Ni–20 % Al, фракцией 60...100 мкм, выбранного в качестве модельного материала. Выбраны следующие параметры: $I_{\text{св}} = 450$ А; $U_{\text{св}} = 55$ В; расход плазмообразующего газа, л/мин: аргона — 34, азота — 12; дистанция напыления — 140 мм. При использовании насадка последняя составляла 200 мм. Исследование структуры и фазового состава порошков и покрытий проводили с помощью металлографического и рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА).

Изучение фазового состава исходных порошков показало, что конгломерированный порошок состоит из исходных компонентов с незначительным количеством $V_4C_{2,67}$ и следами $B_{13}C_2$, B_8C , V_3O_4 (таблица). Предварительно спеченный порошок, кроме исходных составляющих, содержит V_3B_4 , V_2B_3 , $\sigma\text{-FeV}$, FeV_4O_4 , V_6C_7 , V_3O_4 , что свидетельствует об образовании новых фаз в процессе спекания.

Дифференциально-термический анализ (ДТА) образцов, спрессованных из конгломерированного порошка, позволил установить, что при температуре 940...1180 °С инициируется экзотермическая реакция образования новых фаз со значительным повышением температуры. РСФА позволил идентифицировать эти фазы как бориды ванадия типа V_3B_4 , V_2B_3 . Кроме

Результаты РСФА покрытий и порошков системы FeV–B₄C

Анализируемый материал	Конгломерированный порошок	Спеченный порошок	Спеченный порошок + NiAl порошок	После ДТА
Исходный порошок	FeV, B ₄ C, $\sigma\text{-FeV}$, $V_4C_{2,67}$, $B_{13}C_2$, B ₈ C (следы), V_3O_4	FeV, V_3B_4 , V_2B_3 , $\sigma\text{-VFe}$, FeV_4O_4 , B ₄ C, V_6C_7 , V_3O_4	FeV, V_3B_4 , V_2B_3 , $\sigma\text{-FeV}$, FeV_4O_4 , B ₄ C, V_6C_7 , V_3O_4 , Ni, Al, $\gamma\text{-Al}_2O_3$ (следы)	V_3B_4 , V_2B_3 , V_2C , VB, V_5B_6 , Fe ₂ B, Fe ₃ C, следы FeV, B ₄ C
Уловленный порошок	FeV, VB, B ₄ C, VC, V_3O_4 , V_5B_6 , V_2C , $\sigma\text{-FeV}$, V_8C	Fe ₂ B, V_5B_6 , FeC, $\sigma\text{-VFe}$, FeV, B ₄ C (следы), V_3O_4 , Fe_3O_4	—	—
Покрытие:				
без насадка	FeV, VB, VC, V_3O_4 , V_8O_5 , V_2C , $\sigma\text{-FeV}$, Fe_2O_3 (следы), Fe_3O_4	Fe ₂ B, V_5B_6 , FeC, $\sigma\text{-FeV}$, FeV, B ₄ C (следы), V_3O_4 , Fe_2O_3	V_5B_6 , $Fe_{23}(C, B)_6$, $\sigma\text{-FeV}$, Fe ₃ C, $\gamma\text{-Al}_2O_3$, Ni ₃ Al	—
с насадком	FeV, V_5B_6 , VB, $\sigma\text{-FeV}$, V_2C , V_3B_2 , V_8O_5 , Fe_2O_3 (следы)	Fe ₂ B, V_5B_6 , FeC, $\sigma\text{-FeV}$, FeV, B ₄ C (следы), Fe_2O_3	V_5B_6 , $Fe_{23}(C, B)_6$, Fe ₂ C, $\sigma\text{-VFe}$, $\gamma\text{-Al}_2O_3$, V_3B_2 , Ni ₃ Al	—

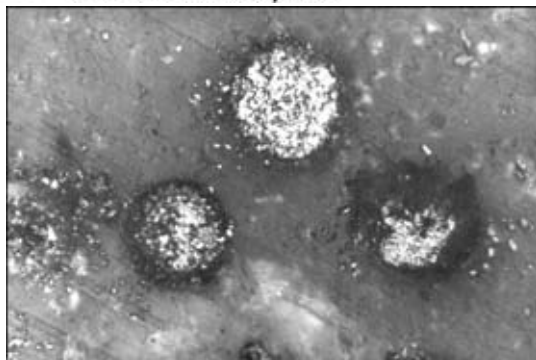


Рис. 1. Микроструктура частиц, пропущенных через плазменную струю и уловленных в воде, $\times 500$

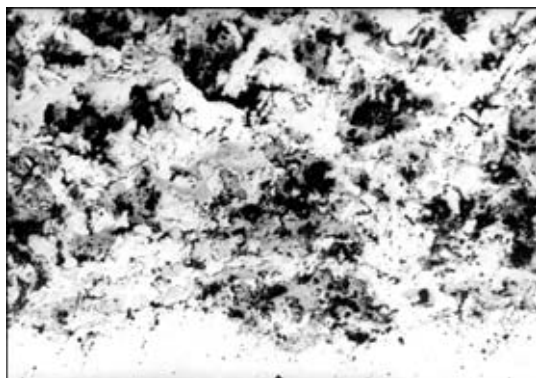


Рис. 2. Микроструктура покрытий, полученных из конгломерированного порошка FeV-20 % B_4C с использованием насадка, $\times 500$

этих фаз, обнаружены VB, Fe_2B , а также карбиды V_2C , Fe_3C . Данные ДТА подтвердили возможность образования новых фаз при плазменном напылении покрытий из порошка системы FeV- B_4C с экзотермическим эффектом.

При напылении покрытий наблюдали значительное увеличение светимости плазменной струи, характерное для процесса напыления покрытий с использованием терморегулирующих порошков, причем более значительное увеличение светимости струи имело место при использовании конгломерированного порошка.

После распыления частиц порошка в воду определили, что они имеют овальную форму, близкую к сферической. Структура таких частиц дисперсноупрочненного типа. Кроме того, наблюдаются частицы осколочной формы, характерной для B_4C (рис. 1). Изучение фазового состава показало наличие в этом порошке FeV, V_3B_6 , VB, σ -FeV, B_4C , V_2C , V_3B_2 , V_8O_5 , следов Fe_2O_3 , Fe_3O_4 (см. таблицу).

Приведенные результаты свидетельствуют о полном расплавлении в этих условиях частиц композиционного порошка в плазменной струе и прохождении экзотермических реакций образования карбидных и боридных соединений. Присутствие в составе уловленного порошка частиц FeV и B_4C объясняется наличием в композиционном порошке отдельных несвязанных частиц феррованадия и карбида бора.

Изучение структуры покрытий, полученных из конгломерированного порошка, показало, что они формируются из расплавленных частиц в виде ламелей. В покрытии присутствуют светлые и темно-серые зоны, при травлении которых в смеси водных растворов азотной и фтористой кислот обнаруживается многофазность структуры. Светлые зоны в виде ламелей соответствуют FeV, темно-серые представляют собой мелкодисперсную структуру (рис. 2). Оксиды присутствуют в незначительном количестве в виде тонких серых пленок по границам частиц.

В покрытиях по сравнению с фазовым составом порошка появились такие новые фазы, как VB, VC, V_3O_4 , V_8O_5 , V_3B_6 , а также небольшое количество V_2C , σ -FeV. Частицы, имеющие гетерогенную структуру, состоят из феррованадиевой матрицы, в которой равномерно распределены упрочняющие карбидные и боридные включения.

Покрытия, напыленные из порошков, полученных с применением предварительного спекания, содержат малое коли-

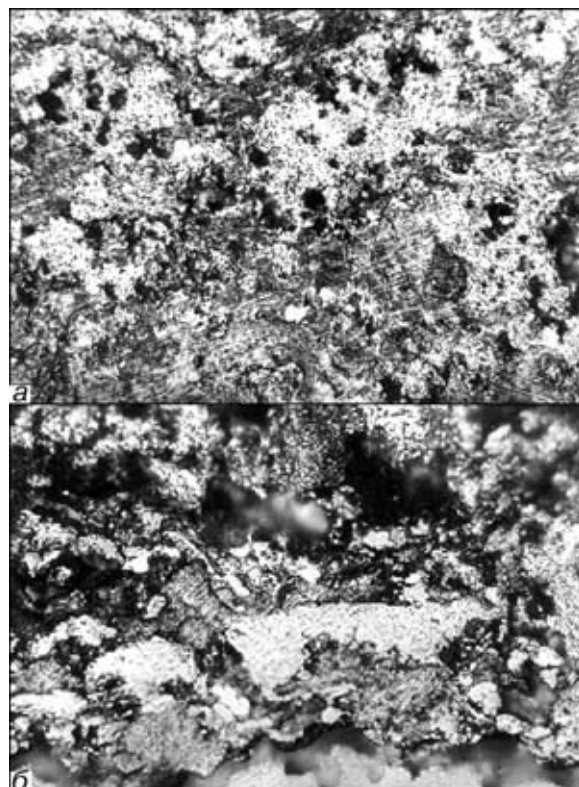


Рис. 3. Микроструктура покрытий из порошков FeV-20 % B_4C + 50 % NiAl: а — без использования насадка, $\times 800$; б — с насадком, $\times 500$

чество пор, имеют равномерно распределенные светлые и темные зоны. В их структуре (как и у покрытий, полученных из конгломерированных порошков) присутствуют следы оксидов в виде тонких серых пленок по границам ряда частиц. При травлении в светлых зонах проявилась мелкозернистая гетерогенная структура, содержащая темные мелкие частицы. Темные зоны при обработке подвержены значительному выкрашиванию. Предположительно они представляют собой частицы карбида бора, которые не участвовали в синтезе новых фаз.

Обнаружено отличие фазовых составов покрытий и порошка, состав которого содержит бориды и карбиды ванадия, синтезированные в процессе получения порошка с применением спекания. В отличие от порошка в покрытии появились новые фазы F_2B , V_3B_6 , FeC, кроме того, в нем значительно меньше оксидов (см. таблицу).

Максимальная микротвердость покрытий, полученных из конгломерированного порошка и порошка, полученного с применением предварительного спекания, составила 13710...16930 МПа. Микротвердость светлых зон, соответствующих FeV, составила 2710...3200 МПа. Применение насадка позволило получить покрытия с меньшим количеством оксидов.

Для получения покрытий с увеличенным содержанием металлической связки был подготовлен порошок, представляющий собой механическую смесь (1:1 по массе) терморегулирующего порошка Ni-20 % Al и порошка FeV-20 % B_4C , полученного с применением спекания. Покрытия, напыленные из такой смеси, имеют низкую пористость, плотно прилегают к подложке. Они имеют гетерогенную структуру с наличием большой светлой зоны (рис. 3). При травлении в этих зонах проявляется дисперсноупрочненная структура. Микротвердость таких зон составляет 12970...18920 МПа. При использовании насадка равномерность распределения светлых и темных зон ниже. В покрытиях наблюдаются светло-серые участки, характерные для интерметаллидов NiAl. Преобладающими фазами в покрытиях являются V_3B_6 , $Fe_{23}(C,B)_6$.

Выводы

1. Исследованы процессы плазменного напыления покрытий с использованием композиционных порошков FeV- B_4C . Установлено, что при плазменно-дуговом напылении образование новых фаз с выделением тепла экзотермических реакций происходит уже в самой струе. При таких условиях формируются покры-



тия, состоящие из карбидных, боридных и незначительного количества оксидных соединений железа и ванадия. Наличие оксидов в составе покрытий объясняется процессами окисления, а также их присутствием в исходном порошке.

2. Использование дополнительного насадка снижает количество оксидов в покрытиях, позволяет получать фазовый состав более широкого спектра по содержанию боридов ванадия. Напыленные покрытия имеют гетерогенную структуру, состоящую из феррованадиевой матрицы и включений боридов ванадия с микротвердостью около 19000 МПа. Наличие вязкой

основы и прочной, отличающейся высокой твердостью упрочняющей фазы благоприятное сочетание, способствующее повышению стойкости покрытий к абразивному воздействию.

1. *Газотермические покрытия из порошковых материалов* / Ю. С. Борисов, Б. А. Харламов, С. А. Сидоренко и др. — Киев: Наук. думка, 1987. — 544 с.
2. *Свойства элементов: Справочник*. — Ч. 1. Физические свойства / Под ред. Г. В. Самсонова. — М.: Металлургия, 1976. — 598 с.

The process of plasma spraying, structure and properties of coatings from composite powders «ferrovanadium – boron carbide» are considered. Analysis of phase composition of the coatings and powder particles that have passed through the plasma jet shows that reaction of exothermic interaction of components to form vanadium and iron borides and carbides takes place during the spraying process. Microhardness of the coatings amounts to 16,930...18,920 МПа.

Поступила в редакцию 21.02.2003

ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

Нестеренко Н. П. защитил 18 июня докторскую диссертацию на тему «**Моделирование термомеханических процессов и разработка высокоэффективных технологий ультразвуковой сварки полимерных и композиционных материалов**».

В работе установлены общие закономерности кинетики термомеханических процессов, реализующихся в зоне сварки полимеров, слоистых и волокнистых композитов при нормальном и сдвиговом вводе ультразвуковых колебаний, а также разработана термомеханическая модель непрерывной ультразвуковой сварки (УЗС) листовых и пленочных полимерных материалов. Разработана модель и изучена кинетика формирования остаточных напряжений в сварных соединениях элементов из однородных и структурно-неоднородных полимерных материалов.

В диссертации дано теоретическое обоснование процесса УЗС полимеров в режиме тепловой неустойчивости (взрыва). Разработаны методы расчета активных и пассивных резонансных элементов акустических технологических систем, использующихся при УЗС, а также методы и средства их частотно-модального контроля.

Проведенные исследования легли в основу разработанных новых эффективных технологий прессовой и непрерывной УЗС изделий из мягких и жестких полимеров, искусственных кож, синтетических тканей промышленного типа и тканей на основе полиамидных, полиэфирных и поливинилхлоридных волокон, а также технологии фрикционно-ультразвуковой, ИК-ультразвуковой и термоультразвуковой сварки однородных и дисперснонаполненных полимеров.

Разработано и создано опытно-промышленное ультразвуковое сварочное оборудование с адаптивным управлением, позволяющее повысить коэффициент использования материалов в 1,5...2,0 раза, а также надежность сварных соединений изделий и конструкций, применяемых в автомобильной, легкой, газовой и угольной промышленности, медицине и сельском хозяйстве.



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

И. В. Шейко защитил 2 июля докторскую диссертацию на тему «**Новые технологии и оборудование для индукционной плавки металлов и сплавов**».

Диссертантом исследован теплообмен в системе индуктор–кристаллизатор–загрузки. Установлено, что эффективный КПД системы возрастает с повышением коэффициента дополнения кристаллизатора. Определены составляющие теплового баланса индукционного переплава с формированием слитка в секционном кристаллизаторе (ИПСК) в зависимости от температуры металлической ванны и высоты наплавленного слитка. Показано, что наиболее теплонагруженным элементом плавильного модуля является секционный кристаллизатор. В зависимости от температуры металлической ванны и высоты наплавленного слитка тепловые потери в кристаллизаторе составляют от 60 до 80 %.

В работе установлена взаимосвязь технологических режимов процесса ИПСК (электрическая мощность и частота тока) с геометрическими и тепловыми параметрами металлической ванны. С повышением частоты электрического тока объем плавильной ванны и ее температура возрастают. Предложены критерии оценки геометрических параметров отливочной части ванны — коэффициент формы ванны и относительный объем ванны.

Изучены особенности и описан механизм плавления расходных заготовок при ИПСК. Установлена связь между температурой плавления металла, его теплопроводностью и характером плавления заготовок. Для расходных заготовок, имеющих высокую температуру плавления и сравнительно небольшую теплопроводность (титан, сталь), характерным является возникновение на части той заготовки, которая оплавляется, внешнего состава из нерасплавленных радиальных ребер. Установлены закономерности кинетики выпаривания легкоплавких примесей, например кальция с черновых РЗМ (неодима и иттрия), которые позволяют регулировать скорость этого процесса в зависимости от температуры металлической ванны.

На основе результатов исследований диссертантом предложены конструктивные решения и разработаны технологические процессы (на уровне изобретений) плавки, рафинирования редких металлов и сплавов и получения новых металлических материалов с высокими физическими свойствами.