



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона
С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,
А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,
И. В. Кривцун, Ю. Н. Ланкин,
Л. М. Лобанов,
В. Д. Позняков, И. А. Рябцев,
К. А. Ющенко

Ученые университетов Украины
В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,
В. В. Квасницкий, НТУУ «КПИ», Киев,
В. Д. Кузнецов, НТУУ «КПИ», Киев,
М. М. Студент, ФМИ, Львов

Зарубежные ученые

Н. П. Алешин
МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ
Гуань Цяо

Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай

А. С. Зубченко
ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ
М. Зиниград
Ун-т Ариэля, Израиль
В. И. Лысак

Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ
У. Райсген

Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия

Я. Пилярчик
Ин-т сварки, Гливице, Польша
Г. А. Турчин

С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ

Редакторы

Т. В. Юштина (отв. секр.), Н. А. Притула
Электронная верстка
И. Р. Наумова, А. И. Сулима, Д. И. Середа

Адрес редакции

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
03680, Украина, Киев-150,
ул. Казимира Малевича, 11
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Учредители

Национальная академия наук Украины,
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины,
МА «Сварка» (издатель)

Свидетельство о государственной
регистрации KB 4788 от 09.01.2001
ISSN 0005-111X

Журнал входит в перечень утвержденных
Министерством образования и науки
Украины изданий для публикации трудов
соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Гайворонский А. А., Позняков В. Д., Маркашова Л. И., Бердникова Е. Н., Ящук В. А. Сопrotивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ соединений высокопрочных сталей с содержанием углерода 0,55...0,65 %, выполненных дуговой сваркой 3
- Прилуцкий В. П., Шваб С. Л., Петриченко И. К., Ахонин С. В., Руханский С. Б., Радкевич И. А. Аргодуговая сварка титанового сплава BT22 с использованием присадочной порошковой проволоки 10
- Цыбулькин Г. А. О влиянии параметров сварочной цепи на формирование импульсов сварочного тока 15
- Коржик В. Н., Люттик Н. П., Чайка А. А., Ткачук В. И., Гос И. Д., Никитюк Ю. А. Сверхзвуковое электродуговое напыление ответственных деталей подвижного состава железнодорожного транспорта 20
- Стефанив Б. В. Исследование износостойкости защитных покрытий в условиях гидроабразивного изнашивания 29
- Маркашова Л. И., Онацкая Н. А., Демиденко Л. Ю. Влияние импульсов тока на активацию свариваемых поверхностей пластин из разнородных металлов (сталь 20 + медь М1) 33

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Голякевич А. А., Орлов Л. Н., Малинов Л. С., Титаренко В. И. Опыт применения электродуговой наплавки порошковой проволокой на предприятиях Украины 37
- Гнатенко М. Ф. Технологические свойства обмазочных масс электродных покрытий 42
- Кныш В. В., Соловей С. А., Ныркова Л. И., Шитова Л. Г., Кадышев А. А. Влияние коррозионных повреждений на циклическую долговечность тавровых сварных соединений, обработанных высокочастотной механической проковкой 46
- Скульский В. Ю., Царюк А. К., Гаверик А. Р., Нимко М. А., Стрижиус Г. Н. Выбор режимов высокотемпературного отпуска сварных соединений теплоустойчивых сталей, выполненных электродами Thermanit MTS616 52
- Дмитрик В. В., Глушко А. В., Григоренко С. Г. Особенности порообразования в сварных соединениях паропроводов в условиях длительной эксплуатации 56
- Лукьяненко А. О., Демецкая А. В. Современные подходы к проведению токсиколого-гигиенических исследований сварочных аэрозолей (Обзор) 61

ХРОНИКА

- ООО «Фрониус Украина» — 25 лет в Украине 67
- 12-я Международная конференция по электронно-лучевым технологиям «ЕВТ-2016» 69
- Наши поздравления (награждение К. А. Ющенко орденом князя Ярослава Мудрого IV степени) 70

ИНФОРМАЦИЯ

- Robacta Drive TPS/i — самая компактная в мире горелка системы Push-Pull для роботизированного применения 71

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief

B. E. Paton

Scientists of PWI, Kyiv

S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),
V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),
Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelnichenko, V. V. Knysh,
I. V. Krivtsun, Yu. N. Lankin,
L. M. Lobanov,
V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,
K. A. Yushchenko

Scientists of Ukrainian Universities

V. V. Dmitrik, NTU «KHP», Kharkov,
V. V. Kvasnitskii, NTUU «KPI», Kyiv,
V. D. Kuznetsov, NTUU «KPI», Kyiv,
M. M. Student, Karpenko PhMI, Lviv

Foreign Scientists

N. P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia

Guan Qiao

Beijing Aeronautical Institute, China

A. S. Zubchenko

OKB«Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

Ariel University, Israel

V. I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisgen

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

G. A. Turichin

St. Petersburg State Polytechn. Univ., Russia

Editors

T. V. Yushtina (exec. secr.), N. A. Pritula
Electron galley

I. R. Naumova, A. I. Sulima, D. I. Sereda

Address of Editorial Board:

11, Kazimira Malevicha str., 03680, Kyiv,
Ukraine

Tel.: (38044) 200 63 02, 200 82 77

Fax: (38044) 200 54 84, 200 82 77

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Founders

National Academy of Sciences of Ukraine,
Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine,
IA «Welding» (Publisher)

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

ISSN 0005-111X

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

Published monthly

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.

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Gajvoronsky A. A., Poznyakov V. D., Markashova L. I., Berdnikova E. N., Yashchuk V. A. Resistance to brittle fracture of HAZ metal of 0.55-0.65% C high-strength steel joints made by arc welding 3
- Prilutsky V. P., Shvab S. L., Petrichenko I. K., Akhonin S. V., Rukhansky S. B., Radkevich I. A. Argon arc welding of titanium alloy VT22 by using filler flux-cored wire 10
- Tsybulkin G. A. About effect of welding circuit parameters on formation of welding current pulses 15
- Korzhik V. N., Lyutik N. P., Chaika A. A., Tkachuk V. I., Gos I. D., Nikityuk Yu. A. Supersonic electric arc spraying of critical parts of railway transport rolling stock 20
- Stefaniv B. V. Investigation of wear-resistant protective coatings under conditions of hydro-abrasive wear 29
- Markashova L. I., Onatskaya N. A., Demidenko L. Yu. Effect of pulsed current on activation of plate surfaces being welded of dissimilar metals (steel 20 + copper M1) 33

INDUSTRIAL

- Golyakevich A. A., Orlov L. N., Malinov L. S., Titarenko V. I. Experience in application of electric arc surfacing with flux-cored wire at the enterprises of Ukraine 37
- Gnatenko M. F. Technological properties of covering masses of electrode coatings 42
- Knysh V. V., Solovej S. A., Nyrkova L. I., Shitova L. G., Kadyshev A. A. Effect of corrosion damages on cyclic life of welded T-joints treated by high-frequency mechanical peening 46
- Skulsky V. Yu., Tsaryuk A. K., Gavrik A. R., Nimko M. A., Strizhius G. N. Selection of modes of high-temperature tempering of heat-resistant steel welded joints made by electrodes Thermanit MTS616 52
- Dmitrik V. V., Glushko A. V., Grigorenko S. G. Peculiarities of pore formation in welded joints of steam pipelines under conditions of long-time service 56
- Lukjanenko A. O., Demetskaya A. V. Advanced approaches to toxicological-hygienic investigations of welding aerosols (Review) 61

NEWS

- LLC «Fronius Ukraine» — 25 years in Ukraine 67
- The 12th International Conference on electron beam technologies «EBT-2016» 69
- Our congratulations (K. A. Yushchenko was awarded with the Order of Prince of Yaroslav the Wise IV degree) 70

INFORMATION

- Robacta Drive TPS/i is the most compact torch of Push-Pull system in the world for robotic application 71

СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА ЗТВ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0,55...0,65 %, ВЫПОЛНЕННЫХ ДУГОВОЙ СВАРКОЙ

А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Л. И. МАРКАШОВА, Е. Н. БЕРДНИКОВА, В. А. ЯЩУК
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

С помощью методов моделирования исследовано влияние структурно-фазового состава и диффузионного водорода на сопротивляемость хрупкому разрушению металла зоны термического влияния высокопрочной стали с содержанием углерода 0,55...0,65 %. Показано, что для достижения сравнительно высокой сопротивляемости соединений развитию трещин необходимо обеспечить в металле зоны термического влияния формирование бейнитно-мартенситной структуры, в которой отсутствует верхний бейнит, а объемная доля мартенсита не превышает доли нижнего бейнита. При насыщении металла зоны термического влияния водородом, который диффундирует из наплавленного металла в процессе дуговой сварки или наплавки, склонность к хрупкому разрушению резко увеличивается. Для уменьшения охрупчивания металла необходимо применять специальные способы сварки, при которых насыщение водородом минимально (менее 0,2 мл/100 г), или специальные технологические приемы, позволяющие повысить пластические свойства металла зоны термического влияния. Библиогр. 14, табл. 1, рис. 10.

Ключевые слова: высокопрочная углеродистая сталь, дуговая сварка, ЗТВ, структура, диффузионный водород, хрупкое разрушение, излом

Одним из главных факторов, определяющих уровень сопротивляемости сварных соединений высокопрочных сталей хрупкому разрушению, является структурное состояние стали и металла зоны термического влияния (ЗТВ), которое формируется в процессе термомеханического цикла сварки (ТДЦС). В значительной мере это состояние зависит от содержания углерода в стали и скорости охлаждения металла ЗТВ сварного соединения [1, 2]. Известно также, что на охрупчивание металла существенно влияет диффузионный водород. Скапливаясь в несплошностях структуры, он способствует повышению локальных напряжений и, как следствие, сопротивляемость металла хрупкому разрушению снижается. С повышением содержания углерода в стали влияние водорода усиливается, что приводит к более резкому снижению пластических свойств металла, в результате чего процессы зарождения и развития трещин интенсифицируются [3–5].

При дуговой сварке и наплавке высокопрочных сталей, содержание углерода в которых составляет более 0,50 %, в участке перегрева ЗТВ формируется закаленная бейнитно-мартенситная структура с повышенной плотностью дислокаций. Временное сопротивление разрыву такого металла составляет более 1060 МПа, а относительное удлинение не превышает 9,3 % [6, 7]. Можно предположить, что при сварке высокопрочных углеродистых сталей даже незначительные ло-

кальные концентрации водорода будут приводить к существенным изменениям сопротивляемости металла ЗТВ хрупкому разрушению.

Целью данной работы было определение влияния структурно-фазового состава и диффузионного водорода на сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ сварных соединений высокопрочных углеродистых сталей.

В качестве материала для исследований использовали высокопрочные углеродистые стали следующих составов, мас. %: колесная сталь марки 2 (ДСТУ ГОСТ 10791) — 0,58 С; 0,44 Si; 0,77 Mn; 0,10 Ni; 0,05 Cr; 0,012 S; 0,011 P; углеродистая конструкционная сталь 65Г (ГОСТ 1050) — 0,65 С; 0,19 Si; 0,91 Mn; 0,18 Ni; 0,16 Cr; 0,017 S; 0,010 P.

Методы исследований. Оценка сопротивляемости металла хрупкому разрушению выполняли согласно стандартному методу испытаний при трехточечном изгибе [8–10]. Применяли образцы из исследуемых сталей размером 100×20×10 мм с надрезом по центру глубиной 7 мм, в вершине которого предварительно, путем циклического нагружения изгибом (напряжение цикла 120 МПа, частота 35 Гц), была выращена усталостная трещина длиной 3 мм. Скорость нагружения образца при статическом изгибе составляла 1 мм в минуту. За критерий оценки сопротивляемости металла хрупкому разрушению принимали критический коэффициент интенсивности напряжений K_{1C} .

Для оценки сопротивляемости хрупкому разрушению металла ЗТВ использовали аналогичный по размерам образец, который обрабатывали по ТДЦС, после чего в нем выращивали усталостную трещину. Для моделирования ТДЦС жестко закрепленные образцы нагревали проходящим током до температуры 1250 °С (скорость нагрева 150 °С/с), а затем охлаждали по заданному циклу. Скорость охлаждения образцов ($w_{6/5}$) в интервале температур 600...500 °С выбирали из условий формирования характерных структур в металле ЗТВ сварных соединений. Для колесной стали марки 2 скорость охлаждения равна 6 °С/с, когда в участке перегрева металла ЗТВ формируется структура бейнита, 13,5 °С/с — бейнитно-мартенситная структура и 20 °С/с — мартенситно-бейнитная структура. Исследования на стали 65Г выполняли при скорости охлаждения 6 и 13,5 °С/с, когда формируются соответственно бейнитно-мартенситная и мартенситная структуры.

Насыщение диффузионным водородом $[H]_{диф}$ образцов с усталостной трещиной выполняли электролитическим способом (плотность тока 10 А/см²) непосредственно перед их статическим нагружением. Для этого использовали электролитический раствор серной кислоты H₂SO₄ в дистиллированной воде с добавлением тиосульфата натрия Na₂S₂O₂ в соотношении 0,05 грамм на 1 литр. Количество $[H]_{диф}$ изменяли в пределах 0,2...1,5 мл на 100 грамм металла за счет времени пребывания образцов в электролитическом растворе. При этом руководствовались данными работы [11], где показано, что содержание диффузионного водорода в ЗТВ может достигать 1,5 мл/100 г при его исходном количестве в наплавленном металле до 10 мл/100 г.

Структуру металла ЗТВ изучали методами оптической металлографии. Изломы образцов после испытаний исследовали методами растровой электронной микроскопии на сканирующем микроскопе СЭМ-515 фирмы «Philips», оснащенного энергодисперсионным спектрометром системы «LINK».

Результаты исследований и их обсуждение.

На начальном этапе исследований с использованием подходов и критериев механики разрушения было определено влияние структурного состояния стали на критический коэффициент интенсивности напряжений. Обобщенные результаты испытаний, которые выполняли при температуре 20 °С, представлены на рис. 1. Как видно из приведенных данных, сопротивляемость хрупкому разрушению стали в исходном состоянии существенно зависит от ее структуры и содержания углерода. Для стали 65Г критический коэффициент интенсивности напряжений примерно в 1,4 раза выше, чем для колесной стали марки 2 (соответствен-

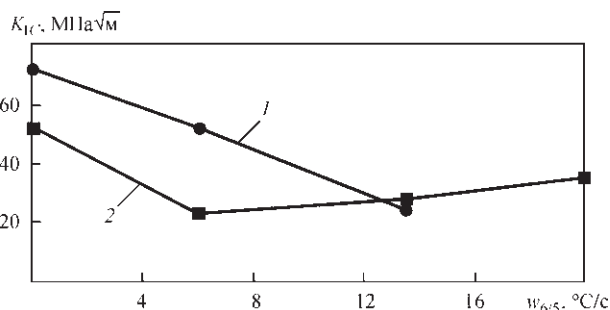


Рис. 1. Сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ стали 65Г (1) и колесной стали марки 2 (2)

но 72 и 52 МПа√м). Эта разница, вероятнее всего, связана с особенностями фазового состава металла и параметрами структуры. Металлографические исследования показали, что структура колесной стали марки 2 представлена перлитно-ферритной смесью (рис. 2, а) с размером зерна 16...32 мкм. Микротвердость структурных составляющих находится в пределах HV0,1 — 1990...2450 МПа, а общая интегральная твердость металла составляет HV10 — 2300 МПа. По границам зерен располагаются ферритные оторочки шириной 5...10 мкм. Структура конструкционной стали 65Г в состоянии поставки представлена преимущественно бейнитом (рис. 2, б), размер зерна 16...24 мкм, микротвердость структурных составляющих 2570...2730 МПа, интегральная твердость металла 2760 МПа.

Как видно, высокоуглеродистая сталь с бейнитной структурой имеет более высокую сопротивляемость хрупкому разрушению при трехточечном изгибе, чем с перлитно-ферритной структурой. Следует также отметить, что аналогичные результаты были получены авторами работы [12] при ис-

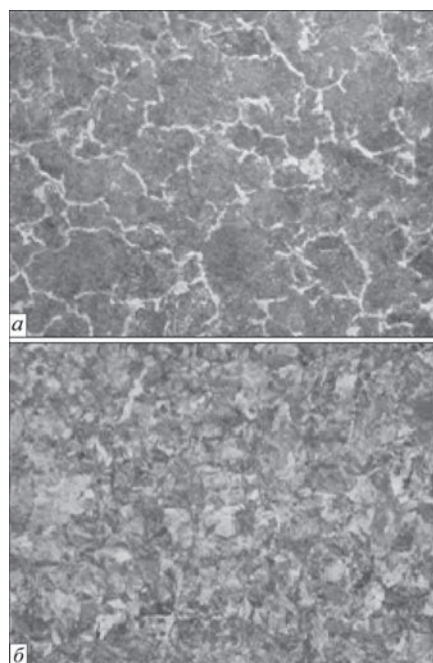


Рис. 2. Микроструктура колесной стали марки 2 (а, ×500) и стали 65Г (б, ×200) в исходном состоянии

пытаниях высокоуглеродистой стали в условиях циклического нагружения.

Дальнейшие исследования показали, что структурные изменения в металле, которые происходят под воздействием термомеханического цикла сварки, также существенно влияют на его сопротивляемость хрупкому разрушению. При этом определяющее влияние оказывает содержание углерода в стали. На рис. 3 приведены диаграммы превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ исследуемых сталей, а на рис. 4 — характерная микроструктура металла [13, 14]. Проанализируем эти данные в сравнении с изменениями показателей K_{1C} .

В условиях сварки, когда скорость охлаждения $w_{6/5}$ составляет $6\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, в металле ЗТВ колесной стали марки 2 (0,58 % С) формируется структура верхнего бейнита (рис. 3, а) с большим размером зерна (63...94 мкм) и микротвердостью 2640...3090 МПа (рис. 4, а). Интегральная твердость металла с такой структурой составляет 3140 МПа. Известно, что верхний бейнит, формирующийся по диффузионному механизму, в отличие от других структур металла, имеет более низкую пластичность [1]. Поэтому сопротивляемость такого металла хрупкому разрушению резко снижается. Это подтверждают результаты испытаний образцов с трещиной на трехточечный изгиб. Они показали, что по сравнению со сталью в исходном состоянии показатель K_{1C} для металла ЗТВ снижается в 2,3 раза (с 52 до 23 МПа $\sqrt{\text{м}}$ — рис. 1, кривая 2).

При скорости охлаждения $13,5\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ в металле ЗТВ колесной стали марки 2 формируется бейнитно-мартенситная структура с микротвердостью 3340...4320 МПа, в которой преобладает нижний бейнит (80 %) (рис. 4, б). Такие изменения в структуре, по сравнению с металлом со структурой верхнего бейнита, способствовали тому, что

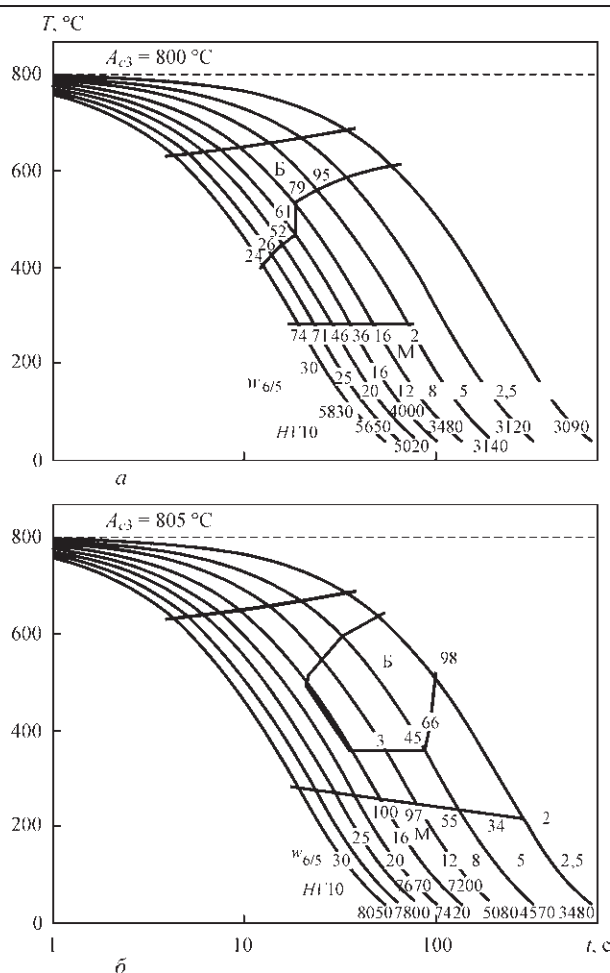


Рис. 3. Диаграмма превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ колесной стали марки 2 (а) и стали 65Г (б) при дуговой сварке ($T_{\text{max}} = 1250\text{ }^\circ\text{C}$, $t_{\text{нагр}} = 6\text{ с}$) [13, 14]

его сопротивляемость хрупкому разрушению повысилась на 22 % (до 28 МПа $\sqrt{\text{м}}$).

При $20\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ в участке перегрева металла ЗТВ формируется структура примерно с равным количеством мартенсита и нижнего бейнита (соответственно 46 и 54 %). Микротвердость структурных составляющих металла повышается до 3780...4560 МПа (интегральная твер-

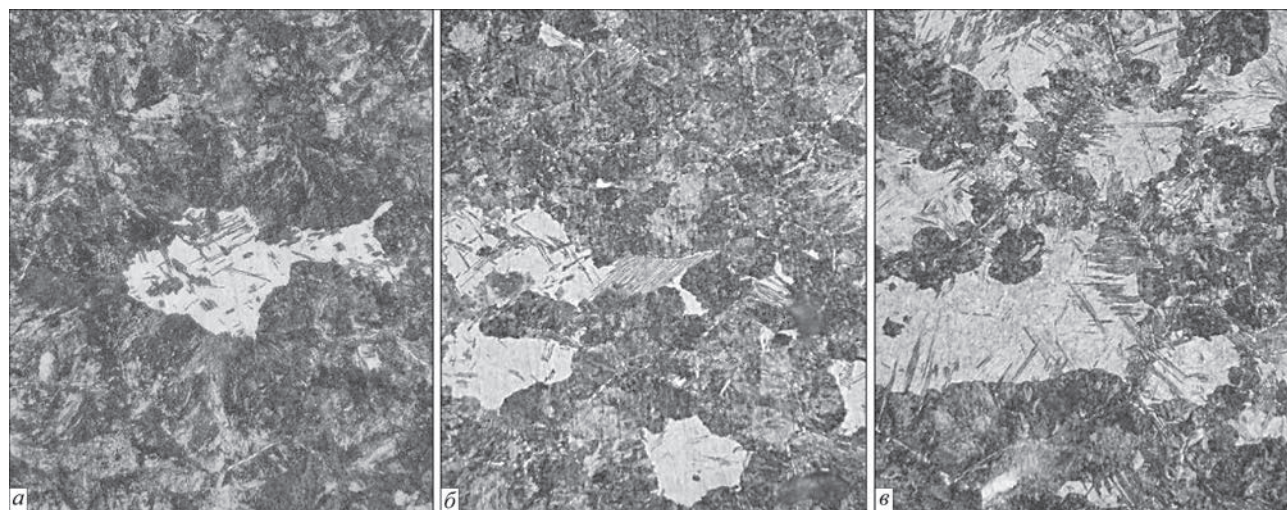


Рис. 4. Микроструктура ($\times 500$) металла в участке перегрева ЗТВ колесной стали марки 2: а — 6; б — 13,5; в — $20\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$

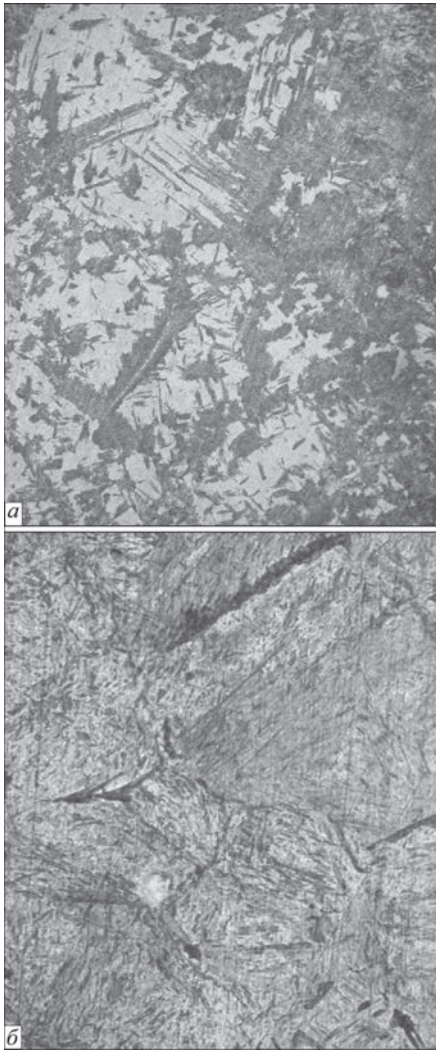


Рис. 5. Микроструктура ($\times 500$) металла в участке перегрева ЗТВ стали 65Г: а — 6; б — 13,5 °C/c

дость 3920 МПа), а размер зерна уменьшается до 32...47,5 мкм (рис. 4, в). С такой структурой показатель K_{1C} наибольший и составляет 35 МПа $\sqrt{м}$. Но даже при таких условиях, по сравнению с исходным состоянием колесной стали, сопротивляемость металла ЗТВ хрупкому разрушению примерно в 1,5 раза ниже.

В отличие от колесной стали марки 2, в стали 65Г (0,65 % С) при скорости охлаждения $w_{6/5} = 6$ °C/c формируется бейнитно-мартенситная структура,

которая содержит 70 % нижнего бейнита и 30 % мартенсита (рис. 3, б). Микротвердость нижнего бейнита составляет 3220...3800 МПа, а мартенсита 5600...6130 МПа, размер зерна изменяется от 63 до 94 мкм (рис. 5, а). Как показали механические испытания, показатель K_{1C} металла ЗТВ с бейнитно-мартенситной структуры понижается по отношению к исходному состоянию стали на 28 % (с 72 до 52 МПа $\sqrt{м}$ — рис. 1, кривая 1).

При повышении скорости охлаждения до 13,5 °C/c в металле образуется в основном мартенситная структура (98 %) с микротвердостью более 6130 МПа (рис. 5, б). При данной скорости охлаждения нижний бейнит (2 %) локально распределен на границах зерен. Размер зерна при этом существенно не изменился. При образовании преимущественно мартенситной структуры ($w_{6/5} = 13,5$ °C/c) показатель K_{1C} резко снижается до 23 МПа $\sqrt{м}$. По сравнению с исходным состоянием стали, сопротивляемость металла ЗТВ хрупкому разрушению при данной скорости охлаждения примерно в 3,1 раза ниже.

Сравнивая приведенные результаты испытаний можно констатировать, что для повышения сопротивляемости хрупкому разрушению металла ЗТВ высокопрочной стали при содержании углерода 0,55...0,65 % необходимо обеспечить условия, когда в нем будет сформирована структура, состоящая из нижнего бейнита и мартенсита. При этом объемная доля мартенсита не должна превышать 50 %. При формировании в ЗТВ преобладающей структуры верхнего бейнита или мартенсита склонность металла к хрупкому разрушению резко возрастает.

Существенное влияние на сопротивляемость высокоуглеродистой стали хрупкому разрушению оказывает диффузионный водород. При насыщении образцов сталей в исходном состоянии водородом величина K_{1C} уменьшается (рис. 6). Степень снижения показателя K_{1C} зависит от содержания углерода в стали. Для колесной стали марки 2 с содержанием углерода 0,58 % наличие в металле водорода на уровне 0,2 мл/100 г приводит к снижению K_{1C} на 23 % (с 52 до 40 МПа $\sqrt{м}$ — кривая 2). При увеличении концентрации водорода до 1,5 мл/100 г коэффициент интенсивности напряжений понижается до 30 МПа $\sqrt{м}$. Таким образом, сопротивляемость колесной стали развитию трещины, при наличии диффузионного водорода в металле, снижается примерно в 1,7 раза.

Более резкое охрупчивание при наличии водорода происходит в стали, в которой содержание углерода составляет 0,65 %. При минимальном насыщении стали 65Г водородом показатель K_{1C} снижается на 42 % (с 72 до 42 МПа $\sqrt{м}$ — кривая 1), а при максимальном его содержании в 2,1 раза (до 35 МПа $\sqrt{м}$).

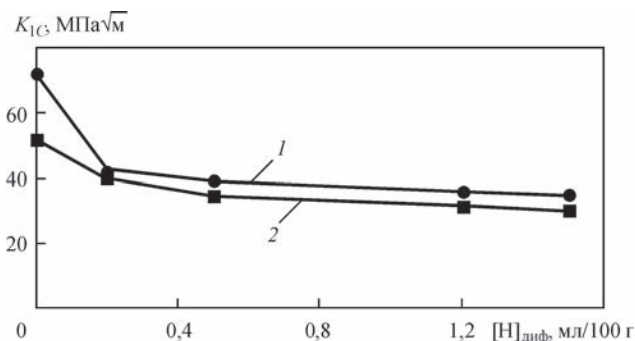


Рис. 6. Влияние водорода на сопротивляемость хрупкому разрушению стали 65Г (1) и колесной стали марки 2 (2)

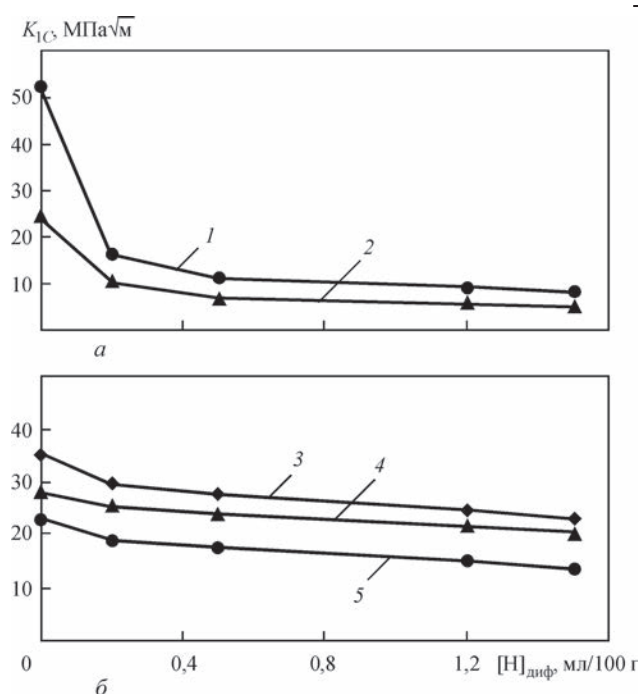


Рис. 7. Влияние скорости охлаждения и диффузионного водорода на сопротивление металла ЗТВ стали 65Г (а) и колесной стали марки 2 (б) хрупкому разрушению: 1, 5 — $w_{6/5} = 6$; 2, 4 — 13,5; 3 — 20 °С/с

При наличии диффузионного водорода в металле ЗТВ исследуемых сталей его сопротивление хрупкому разрушению также снижается (рис. 7). Уровень этого снижения зависит от содержания углерода, которое определяет степень закалки металла под действием ТДЦС. Более резкие изменения свойств характерны для металла ЗТВ стали 65Г. Наличие в нем водорода на уровне 0,2 мл/100 г приводит к снижению показателя K_{1C} в 2,4...3,2 раза (рис. 7, а). Для металла ЗТВ колесной стали — в 1,1...1,2 раза (рис. 7, б). При последующем увеличении в металле $[H]_{диф}$ до 1,5 мл/100 г показатель K_{1C} для металла ЗТВ стали 65Г постепенно понижается до двух раз, и на 40 % для колесной стали марки 2. Таким образом, наличие водорода в структуре приводит к общему снижению сопротивления металла ЗТВ хрупкому разрушению в 6,5 раз для стали 65Г (соответственно 52 и 8 $MPa\sqrt{m}$ при $w_{6/5} = 6$ °С/с — рис. 7, а, кривая 1), и в 1,5 раза для колесной стали марки 2 (35 и 23 $MPa\sqrt{m}$ при 20 °С/с — рис. 7, б, кривая 3).

Как показали фраттографические исследования, под воздействием термомеханического цикла сварки и при наличии диффузионного водорода изменяются не только значения K_{1C} , но и характер разрушения образцов. На поверхности изломов образцов наблюдаются характерные зоны разрушения (рис. 8): зона I — участок зарождения и развития трещины усталости, образовавшейся в результате циклического нагружения изгибом, зона II — участок развития магистральной трещины

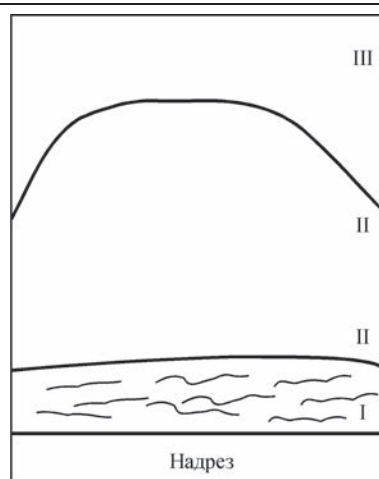


Рис. 8. Зоны излома образца после испытаний: I — трещина усталости; II — магистральная трещина; III — участок долома

ны и участок долома (зона III) при трехточечном изгибе. Характерные изломы образцов металла ЗТВ, которые не насытились водородом, приведены на рис. 9.

Зарождение трещины усталости в металле ЗТВ высокоуглеродистой стали, не зависимо от его структурного состояния, происходит хрупко по границам зерен (рис. 9, а). Развитие трещины усталости проходит также хрупко, но преимущественно по телу зерен (рис. 9, б). Отличительные особенности развития трещин усталости в зависимости от состава стали и структурного состояния металла следующие. В металле ЗТВ колесной стали со структурой верхнего бейнита ($w_{6/5} = 6$ °С/с) размер фасеток хрупкого излома составляет 30...100 мкм, а с бейнитно-мартенситной структурой (13,5 °С/с) 30...70 мкм. Для этой зоны разрушения характерно наличие вторичных трещин по границам зерен. Причем в колесной стали марки 2 со структурой верхнего бейнита эти трещины имеют размер 50...100 мкм, а при формировании в ЗТВ структуры нижнего бейнита и мартенсита их протяженность уменьшается до 60 мкм. Аналогичные размеры фасеток наблюдались и на изломах образцов стали 65Г. Однако длина вторичных трещин в ней увеличивается до 200 мкм.

В зоне магистрального развития трещины в металле ЗТВ колесной стали излом хрупкий внутризеренный (ХВЗ), соответствует структуре приведенной на рис. 9, в, г. При скорости охлаждения 6 °С/с имеют место вторичные трещины длиной до $L_{вт} = 40$ мкм, а при 13,5 °С/с их длина не превышает 5 мкм. В металле ЗТВ стали 65Г трещина развивается также хрупко, но разрушение идет как по границам (ХМЗ), так и по телу зерен (ХВЗ). Протяженность в нем вторичных трещин увеличивается до 60 мкм (рис. 9, д, е). В зоне долома разрушение происходит вязко для всех образцов.

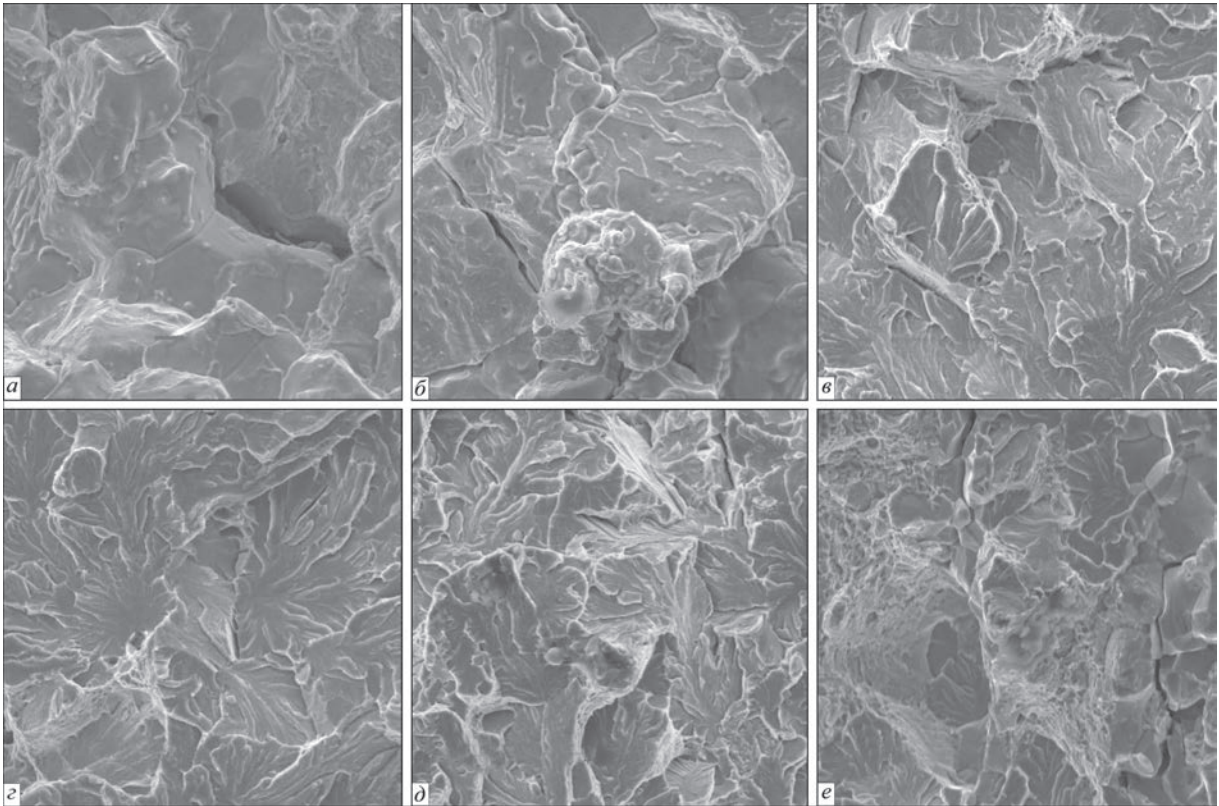


Рис. 9. Характерный излом металла ЗТВ колесной стали марки 2 (а–с) и стали 65Г (д, е) при отсутствии диффузионного водорода (×1010): а, б — зона I (а — 6, б — 13,5 °С/с); в, г — зона II (в — 6, г — 13,5 °С/с); д, е — зона II (д — 6, е — 13,5 °С/с)

Характер излома металла ЗТВ в зоне магистрального развития трещины

[H] _{диф} , мл/100 г	Колесная сталь марки 2				Сталь 65Г			
	6 °С/с		13,5 °С/с		6 °С/с		13,5 °С/с	
	$\frac{XB3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XM3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XB3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XM3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XB3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XM3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XB3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XM3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$
0	100/40	-	100/5	-	95/30	5/30	80/60	20/60
0,2	80/100	20/100	70/40	30/40	50/150	50/150	30/220	70/220
0,5	70/120	30/120	65/60	35/60	40/170	60/170	20/250	80/250

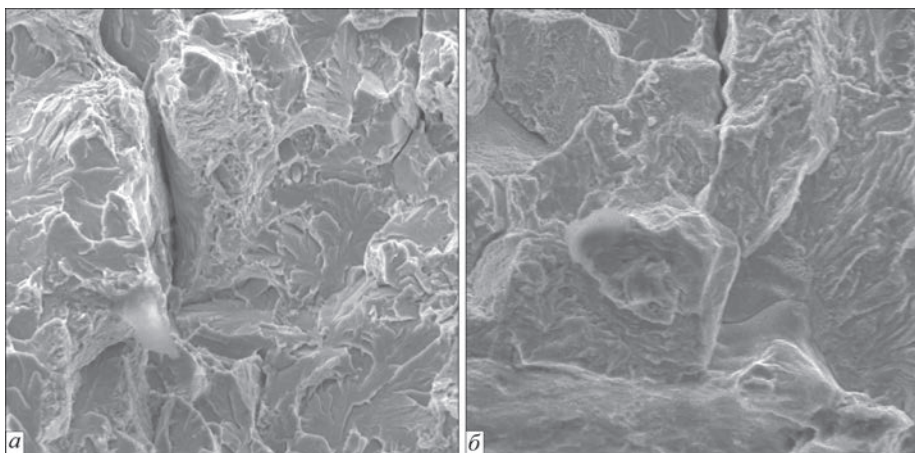


Рис. 10. Излом при развитии магистральной трещины (зона II) в металле ЗТВ стали 65Г (13,5 °С/с) при наличии водорода (×1010): а — 0,2 мл/100 г; б — 0,5 мл/100 г

При наличии водорода в металле ЗТВ увеличивается доля ХМЗ в изломе при развитии трещин. Обобщенные результаты исследований изломов приведены в таблице, а на рис. 10 характерные изломы наводороженных образцов.

Анализ приведенных данных показывает, что при насыщении металла ЗТВ высокопрочных углеродистых сталей диффузионным водородом доля ХМЗ в изломах существенно повышается. Особенно резкие изменения структуры излома

характерны для стали 65Г. При скорости охлаждения $w_{6/5} = 6$ °C/с, когда в металле ЗТВ формируется бейнитно-мартенситная структура (70/30), присутствие водорода на уровне 0,2 мл/100 г, приводит к увеличению доли ХМЗ до 50 %. При этом показатель K_{1C} понижается в 3,2 раза. Повышение доли ХМЗ в изломе при наличии водорода характерно также и для металла ЗТВ колесной стали марки 2. Однако вследствие формирования более пластичных структур сопротивляемость хрупкому разрушению снижается всего на 20 %. При этом с повышением содержания водорода протяженность вторичных трещин в изломе образцов металла ЗТВ колесной стали марки 2 увеличивается в 3 раза, в стали 65Г — более чем в 3,5...6 раз.

Проведенные исследования показали, что при сварке и наплавке высокопрочных углеродистых сталей для обеспечения сравнительно высокой сопротивляемости металла ЗТВ хрупкому разрушению необходимо выполнить два главных условия. Во-первых, в металле ЗТВ должна быть сформирована бейнитно-мартенситная структура с объемной долей мартенсита не более 50 %. А во-вторых, концентрация диффузионного водорода в наплавленном металле должна быть не более 1,5 мл/100 г (соответственно насыщение металла ЗТВ водородом на уровне 0,2 мл/100 г). С увеличением содержания углерода влияние диффузионного водорода на охрупчивание металла ЗТВ возрастает.

Выводы

1. Сопротивляемость хрупкому разрушению высокопрочных сталей с содержанием углерода 0,55...0,65 % существенно зависит от ее структурного состояния и содержания углерода. Сопротивляемость развитию трещин стали с бейнитной структурой в 1,4 раза выше, чем стали с перлитно-ферритной структурой.

2. При насыщении колесной стали марки 2 (0,58 % С) водородом в количестве 1,5 мл/100 г критический коэффициент интенсивности напряжений при развитии трещины снижается в 1,7 раза. Сопротивляемость хрупкому разрушению стали с содержанием углерода 0,65 % при аналогичном количестве водорода понижается в 2,1 раза.

3. В процессе сварки соединений высокопрочных углеродистых сталей в участке перегрева ЗТВ формируется закаленная структура, фазовый состав которой зависит от содержания углерода в металле и скорости его охлаждения. Для достижения сравнительно высокой сопротивляемости соединений развитию трещин необходимо обе-

спечить в металле ЗТВ формирование бейнитно-мартенситной структуры, в которой отсутствует верхний бейнит, а объемная доля мартенсита не превышает доли нижнего бейнита.

4. Водород, диффундирующий из наплавленному металлу, способствует резкому охрупчиванию металла ЗТВ высокопрочных углеродистых сталей. Для повышения сопротивляемости хрупкому разрушению металла ЗТВ необходимо применять способы сварки, при которых в наплавленном металле содержание $[H]_{\text{диф}} \leq 1,5$ мл/100 г, или специальные технологические приемы, позволяющие удалить диффузионный водород из металла ЗТВ.

1. Шоршоров М. Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана / М. Х. Шоршоров. – М.: Наука, 1965. – 336 с.
2. Грабин В. Ф. Металловедение сварки низко- и среднеуглеродистых сталей / В. Ф. Грабин, А. В. Денисенко. – К.: Наукова думка, 1978. – 272 с.
3. Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке / О. Г. Касаткин // Автоматическая сварка. – 1994. – № 1. – С. 3–7.
4. Дислокационная модель водородной локализации пластичности металлов с ОЦК решеткой / А. В. Игнатенко, И. К. Походня, А. П. Пальцевич [и др.] // Автоматическая сварка. – 2012. – № 3. – С. 22–27.
5. Гайворонский А. А. Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений высокоуглеродистой стали / А. А. Гайворонский // Автоматическая сварка. – 2013. – № 5. – С. 15–21.
6. Влияние технологических факторов на структуру и свойства металла ЗТВ при ремонтно-восстановительной наплавке гребней цельнокатаных вагонных колес / В. А. Саржевский, А. А. Гайворонский, В. Г. Гордонный [и др.] // Автоматическая сварка. – 1996. – № 3. – С. 22–27, 33.
7. Влияние состава наплавленного металла на структуру и механические свойства восстановленных железнодорожных колес / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, Л. И. Маркашова [и др.] // Автоматическая сварка. – 2012. – № 8. – С. 18–24.
8. Новые методы оценки сопротивляемости металлов хрупкому разрушению; под ред. Ю. Н. Роботнова. – М.: Мир, 1972. – 439 с.
9. Шоршоров М. Х. Испытания металлов на свариваемость / М. Х. Шоршоров, Т. А. Чернышова, А. И. Красовский. – М.: Металлургия, 1972. – 240 с.
10. ГОСТ 25.506. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении.
11. Махненко В. И. Влияние микроструктурных изменений на перераспределение водорода при сварке плавлением конструкционных сталей / В. И. Махненко, Т. В. Королева, И. Г. Лавриненко // Автоматическая сварка. – 2002. – № 2. – С. 7–13.
12. Influence of the mode of thermal treatment and load ratio on the cyclic crack-growth resistance of wheel steels / O. P. Ostash, I. M. Andreiko, V. V. Kulyk [et al.] // Materials Science. – 2009. – 45, № 2. – P. 211–219.
13. Структурные изменения в участке перегрева металла ЗТВ колесной стали при дуговой наплавке / А. А. Гайворонский, В. В. Жуков, В. Г. Васильев [и др.] // Автоматическая сварка. – 2014. – № 1. – С. 17–23.
14. Гайворонский А. А. Свариваемость высокопрочной углеродистой стали 65Г / А. А. Гайворонский, В. В. Жуков, А. С. Шишкевич // Сварка и диагностика. – 2014. – № 5. – С. 50–54.

Поступила в редакцию 06.04.2016

АРГОНОДУГОВАЯ СВАРКА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРИСАДОЧНОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ

В. П. ПРИЛУЦКИЙ, С. Л. ШВАБ, И. К. ПЕТРИЧЕНКО, С. В. АХОНИН, С. Б. РУХАНСКИЙ, И. А. РАДКЕВИЧ
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В настоящее время расширяется использование сварных узлов и конструкций из титановых сплавов с высокой прочностью ($\sigma_{\text{в}} \geq 1100$ МПа). При этом прочностные характеристики сварных соединений должны быть на уровне характеристик сплавов. Для силовых элементов самолетов типа АН применяется высокопрочный двухфазный ($\alpha+\beta$)-титановый сплав ВТ22. Целью работы являлось исследование влияния снижения степени легирования металла шва на его прочностные характеристики. Для этого разработан принципиально новый присадочный материал для аргонодуговой сварки сплава ВТ22 – титановая порошковая проволока. Несмотря на снижение степени легирования металла шва, после стандартной термической обработки его прочность достигает 1121,5 МПа, что выше уровня прочности основного металла (1057,5 МПа). При этом ударная вязкость составляет 70...75 % ударной вязкости основного металла. Библиогр. 15, табл. 4, рис. 6.

Ключевые слова: титан, сварка, порошковая проволока, управляющее магнитное поле

Одним из ведущих технологических процессов при изготовлении узлов авиационной техники является сварка. Свариваемость — важный фактор, определяющий возможность использования титановых сплавов в узлах авиационной техники. Наибольшее распространение в самолетостроении получили низколегированные титановые сплавы, которые хорошо свариваются. В условиях эксплуатации характеристики сварных соединений этих сплавов близки к соответствующим характеристикам самих сплавов. В настоящее время значительное внимание уделяется расширению использования сварных конструкций и узлов из высокопрочных титановых сплавов с пределом прочности более 1100 МПа.

Задача ставится так, чтобы механические характеристики сварных соединений были близки к характеристикам сплавов. Это связано с появлением таких самолетов, как АН-124, АН-225, АН-70, АН-140, АН-148 и необходимостью применения в их конструкциях крупногабаритных тяжело нагруженных узлов. К ним относятся шасси, шпангоуты, монорельсы, траверсы, каретки крыльев и др. Однако свариваемость существующих высокопрочных сплавов титана значительно хуже, чем низколегированных сплавов. Для силовых элементов самолетов типа АН широко используется высокопрочный двухфазный титановый сплав ВТ22 (система Ti–5Al–5Mo–5V–1Fe–1Cr). Его применяют как в отожженном, так и термически упрочненном состояниях.

Структура отожженного сплава ВТ22 состоит из примерно равных количеств α - и β -фаз и

поэтому он относится к наиболее прочным титановым сплавам в отожженном состоянии. Это свойство позволяет использовать сплав ВТ22 в крупногабаритных изделиях, когда упрочняющая термическая обработка затруднена. Преимущество сплава ВТ22 по сравнению с другими титановыми сплавами — возможность упрочняться при многоступенчатом отжиге с регламентированной скоростью охлаждения. Однако его структура и свойства очень зависят от колебания химического состава в пределах, установленных ГОСТ 19807–91.

Этот фактор также оказывает влияние на свариваемость, и, поскольку по степени легирования сплав ВТ22 относится к сплавам критического состава, то под воздействием термического цикла сварки в металле шва и ЗТВ формируется фазовый состав и структура с крайне низкой пластичностью и ударной вязкостью. Так, при изготовлении сварных конструкций из сплава ВТ22 электронно-лучевой сваркой (ЭЛС) химический состав сварных швов сохраняется таким же, как и у основного металла, имеет низкую пластичность и ударную вязкость [1, 2]. При применении упрочняющей термической обработки сварного соединения после сварки по режимам, рекомендуемым для основного металла, наблюдается еще большее снижение механических свойств металла шва. Это в значительной мере снижает эффективность использования ЭЛС.

Для изготовления сварных титановых конструкций достаточно широкое применение нашел такой универсальный способ, как аргонодуговая

сварка (АДС) вольфрамовым электродом поверхностной дугой. Этот способ позволяет применять присадочную проволоку при сварке в разделку, что дает возможность изменять состав металла шва, а также регулировать термический цикл сварки. При дуговой сварке сплава ВТ22 за один проход химический состав сохраняется таким же, как и у основного металла, металл швов также имеет низкую пластичность и ударную вязкость. Это связано с гетерогенностью структуры различных участков соединения, возникающей под влиянием термического цикла сварки и, как следствие, неодинаковым распределением, формой и размерами продуктов распада β -твердого раствора [3]. Предполагается, что определенную роль в этом играет химическая неоднородность, возникающая в процессе образования шва [4]. Поэтому при выборе режимов термической обработки сварных соединений этого сплава следует учитывать фазовые и структурные особенности, имеющие место после сварки. Согласно сложившимся представлениям при сварке термически упрочняемых сплавов для снижения образующейся микронеоднородности металла шва рекомендуется снижать степень, а также систему его легирования путем применения присадочных проволок с различным содержанием элементов β -стабилизаторов [2, 4–6]. Это позволяет повысить пластичность швов, но при этом значительно уменьшает их прочность. При этом выявляется характерный недостаток термически упрочняемых двухфазных сплавов – уменьшение отношения прочности шва к прочности основного металла по мере его упрочнения. Поэтому рекомендуют располагать швы в утолщенных зонах. Этот прием до настоящего времени считают единственной возможностью реализовать в сварной конструкции прочностные характеристики сплава ВТ22 [4]. В соответствии с этими предпосылками в настоящее время широкое распространение получила высоколегированная сварочная проволока марки СП15 (Ti–4,5Al–2V–3Mo–3,5Nb–1,5Zr) с пределом прочности не ниже 750 МПа [5, 7]. Суммарный эквивалент по молибдену этой проволоки достигает 7,5 %, поэтому ее рекомендуют применять при сварке двухфазных титановых сплавов большого диапазона. Предел прочности сварных швов сплава ВТ22, выполненных с применением этой проволоки, не превышает 1000 МПа.

Следует отметить, что процесс изготовления высоколегированных присадочных проволок отличается технологической сложностью и высокой энергоемкостью (после каждого перехода в 0,15 мм необходимо проводить травление в кислотах и вакуумный отжиг). Кроме того, в состав СП15 входит ряд дорогостоящих и дефицитных

элементов, таких как V, Mo, Nb и Zr. После окончания процесса изготовления проволоки на ее поверхности все же остаются небольшие дефекты в виде надрывов, микротрещин, остатков окисных слоев. Глубина залегания таких дефектов регламентируется и по ГОСТ 27265–87 составляет не более 0,4 мм. При сварке они могут служить источником дополнительного загрязнения металла шва примесями внедрения, а также способствуют появлению пористости в нем. Наличие же пористости приводит к потере служебных характеристик изделий, снижению механических свойств, статической и особенно циклической прочности сварных соединений [8, 9]. Предупредить возникновение таких дефектов при аргонодуговой сварке в сварном шве можно путем металлургической обработки сварочной ванны жидким флюсом при введении его в зону дуги, что повышает циклическую прочность сварных соединений [10].

При АДС с разделкой кромок происходит перемешивание присадочного и основного металлов, в результате чего химический и фазовый состав сварного шва отличается как от состава основного металла, так и от состава присадочной проволоки. Возникающая при этом структурная и химическая неоднородность приводит к анизотропии физических и механических свойств, а различие в фазовом составе зоны термического влияния (ЗТВ) и сварного шва, требует тщательного подбора режимов термической обработки сварных узлов.

Основной целью работы являлось исследование влияния снижения степени легирования металла шва без изменения состава легирующих элементов на формирование необходимого фазового состава и структуры металла шва и его прочностные характеристики при применении термической обработки сварного соединения. В задачу исследований входило изыскание условий и параметров сварочного процесса, при которых химическая и физическая неоднородность, развивающаяся в слоях наплавленного металла шва и зоне термического влияния, была бы минимальной. Решение этой задачи позволяет значительно упростить процесс термической обработки сварных соединений и получить необходимый комплекс механических характеристик.

Поскольку сплав ВТ22 отличается высокой чувствительностью к термическому циклу сварки, то необходимо в первую очередь создать такие условия образования сварного шва, при которых возможно регулировать параметры термического цикла с целью снижения протяженности ЗТВ. Это, в свою очередь, окажет влияние на внутризеренную структуру и фазовый состав металла шва и на свойства металла ЗТВ. С этой целью для управления процессом образования сварного

Т а б л и ц а 1. Содержание легирующих элементов в гранулах сплава ВТ22 (результаты спектрального анализа)

Компоненты	Химический состав, мас. %							
	Al	V	Mo	Zr	Si	Fe	Cr	Ti
ГОСТ 19807–91	4,4...5,7	4,0...5,5	4,0...5,5	0,3	0,15	0,5...1,5	0,5...1,5	ост.
Гранулы	5,6	4,8	5,0	0,05	0,12	0,72	1,0	ост.

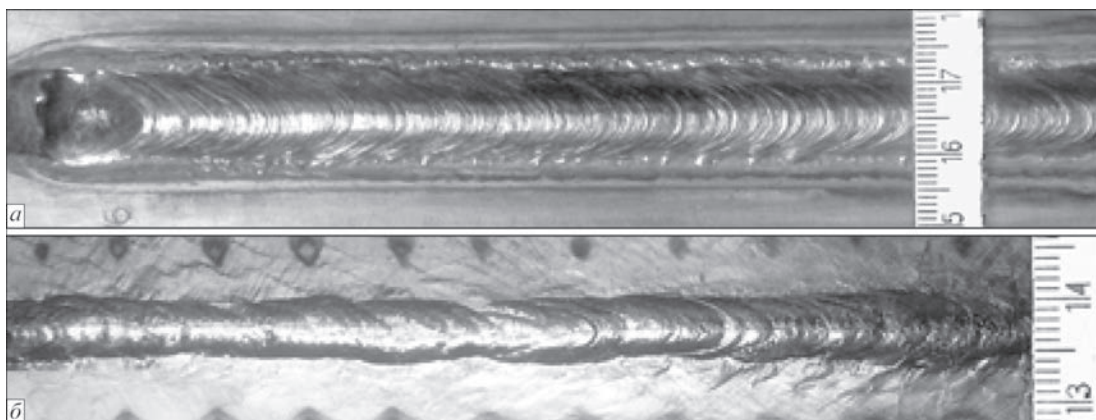


Рис. 1. Образец сварного соединения сплава ВТ22 толщиной 8 мм, полученного с использованием присадочной порошковой проволоки ППТ-22: а — лицевая поверхность сварного шва; б — обратное формирование



Рис. 2. Рентгенограмма сварного соединения, выполненного с использованием присадочной порошковой проволоки ППТ-22

шва использовали внешнее поперечное переменное магнитное поле, применение которого реализовано при автоматической сварке титана в узкий зазор [11] и при ручной сварке в монтажных условиях [12]. Это дало возможность управлять пространственным положением столба дуги и перераспределять ее тепловую энергию между основным металлом, присадочной проволокой и металлом сварочной ванны.

Механические характеристики металла шва при сварке с разделкой кромок могут быть изменены как выбором соответствующего термического цикла сварки и режима последующей термической обработки сварного соединения, так и путем регулирования степени легирования металла шва. Для этой цели на основе результатов предыдущих исследований был разработан принципиально новый присадочный материал для сварки титана — присадочная титановая порошковая проволока [13, 14]. Она представляет собой трубчатую оболочку из технического титана марки ВТ1-00, внутри которой находится сердечник, в состав которого входят металлическая и флюсовая компоненты. Такая конструкция в отличие от проволоки сплошного сечения позволяет вводить в сердечник флюсовую составляющую, предназначенную для предупреждения возникновения пористости в швах и контрагирования дуги. Флю-

совая компонента сердечника включает в себя фториды щелочноземельных металлов.

В качестве металлической компоненты предложено использовать гранулы, полученные методом плазменного центробежного распыления из заготовки сплава ВТ22 (табл. 1).

Эксперименты по разработке технологии сварки проводились на образцах сплава ВТ22 толщиной 8 мм с V-образной разделкой с углом раскрытия кромок 90° и притуплением 1 мм. В качестве присадочного материала применялась опытная порошковая проволока ППТ-22 диаметром 3 мм. При сварке использовали внешнее поперечное переменное магнитное поле (частота 20 Гц, величина магнитной индукция 4 мТл) для перемещения столба дуги и, соответственно, сварочной ванны поперек шва. Режимы сварки приведены в табл. 2, внешний вид сварного образца показан на рис. 1. На рис. 2 приведена рентгенограмма сварного соединения, подтверждающая, что использование флюсовой компоненты в порошковой проволоке предупреждает появление пор в сварном шве.

Т а б л и ц а 2. Параметры режима сварки образцов

Номер прохода	Параметры сварки			
	$I_{св2}$, А	$U_{д2}$, В	$v_{св2}$, м/ч	$v_{под2}$, м/ч
1	200	13,0	9	30
2, 3	220	13,5	7	30

Таблица 3. Механические свойства металла шва в состоянии после сварки (сплав ВТ22, толщина 8 мм)

Место забора образцов для испытаний	Механические свойства				
	$\sigma_{т}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCV , Дж/см ²
Основной металл	1003,8	1039,7	9,6	19,5	32,6
Металл шва	987,7	1065,1	9,0	23,9	5,9

Примечание. Приведены средние значения результатов испытаний трех образцов.

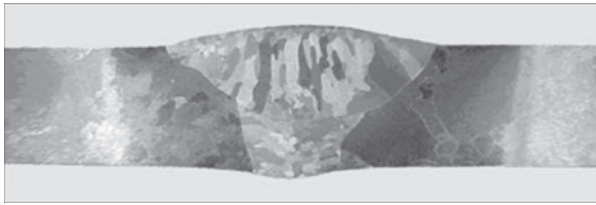


Рис. 3. Макрошлиф сварного соединения сплава ВТ22 толщиной 8 мм (в состоянии после сварки)

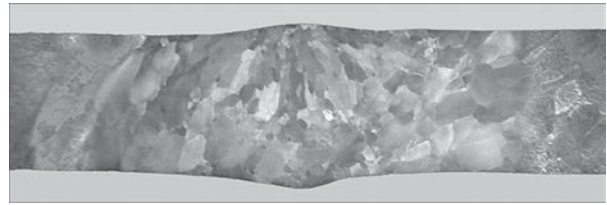


Рис. 5. Макрошлиф сварного соединения сплава ВТ22 (в состоянии после ТО) толщиной 8 мм

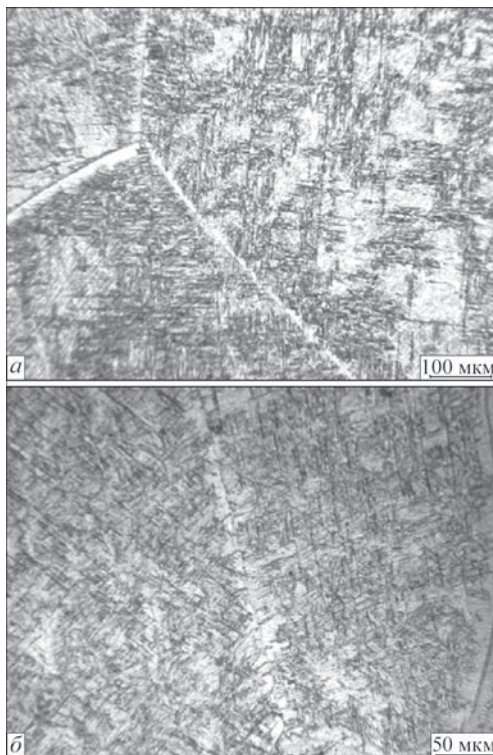


Рис. 4. Микроструктура металла шва, сварного соединения сплава ВТ22 толщиной 8 мм: *а* — без использования магнитного поля; *б* — с использованием магнитного поля

Макрошлиф полученного соединения представлен на рис. 3. Сравнение микроструктур металла швов, полученных при сварке с магнитным управлением и без него, показывает, что применение переменного магнитного поля позволяет регулировать не только размеры сварного шва, но и влиять на условия кристаллизации металла сварочной ванны, способствуя формированию более равномерной и однородной структуры. Так, при сварке без применения магнитного поля внутризеренная структура неоднородна, в ней наблюдаются участки с интенсивным распадом и большой плотностью пластинчатых мартенситных частиц, которые чередуются со светлыми участками, где плотность мартенситных частиц меньше, то есть распад β -твердого раствора происходит неравно-

мерно (рис. 4, *а*). При воздействии переменного магнитного поля на металл сварочной ванны достигается большая равномерность распада твердого раствора и образование более однородной структуры (рис. 4, *б*).

Результаты механических испытаний металла шва в состоянии после сварки приведены в табл. 3.

Полученные результаты показывают, что использование магнитного поля не оказало влияния на величину ударной вязкости металла шва в состоянии после сварки.

После сварки сварные соединения, как правило, подвергают отжигу. Эффективным способом повышения пластических свойств сплава ВТ22 является высокотемпературный отжиг в двухфазной области в интервале температур 750...800 °С с последующим охлаждением с печью [15]. Цель отжига состоит не только в устранении термических сварочных напряжений, но и в получении равномерной равновесной структуры с необходимым соотношением α - и β -фаз. Исходя из анализа литературных данных и рекомендаций авторов работы [15], был выбран достаточно технологически простой процесс термической обработки (ТО) сварных соединений, выполненных с использованием присадочной порошковой проволоки: выдержка в печи при $T = 750$ °С в течение 1 ч, охлаждение с печью.

Результаты механических испытаний металла сварного соединения и основного металла в состоянии после термической обработки приведены в табл. 4.

Таблица 4. Механические свойства сварного соединения и основного металла в состоянии после ТО (приведены средние значения результатов испытаний трех образцов)

Металл	$\sigma_{т}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCV , Дж/см ²
Сварное соединение	-	1121,5*	-	-	14,8
Основной металл	974,1	1057,5	13,3	33,3	19,6

Примечание. Разрушение по шву.

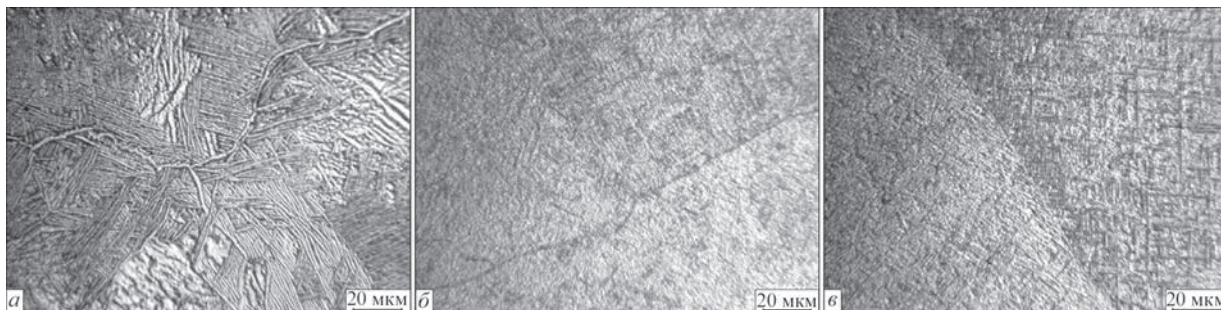


Рис. 6. Макроструктура сварного соединения после ТО: а — ОМ; б — ЗТВ; в — шов

Макрошлиф сварного соединения после термической обработки показан на рис. 5.

Исследования микроструктуры сварных соединений после отжига показали, что в ЗТВ наблюдается достаточно равномерный распад метастабильной β -фазы с выделением дисперсных частиц мартенситной α'/α'' -фазы, сохранилась субзеренная структура и произошла частичная рекристаллизация β -зерна (рис. 6, б). Вдоль границ крупных β -зерен образовались мелкие рекристаллизованные зерна.

Отжиг способствовал формированию однородной и равномерной структуры металла по высоте шва (рис. 6, в), при этом также произошел распад метастабильных фаз, однако размеры продуктов распада в шве крупнее, чем в ЗТВ, что связано с некоторым разлегированием металла шва за счет обложки порошковой проволоки.

Таким образом, можно сделать вывод, что применение гранул сплава ВТ22 в качестве металлической компоненты сердечника порошковой проволоки в сочетании с управляющим магнитным полем оказывает положительное влияние на свойства сварного соединения при выбранном режиме термической обработки. Прочность металла шва достигается выше уровня прочности основного металла, несмотря на снижение степени легирования шва. При этом ударная вязкость составляет 70...75 % ударной вязкости основного металла.

1. Совершенствование технологии ЭЛС титанового сплава ВТ22 / В. Н. Замков, А. Д. Шевелев, В. В. Арсенюк [и др.] // Автоматическая сварка. – 1984. №1. – С. 56–58.
2. Сварные соединения титановых сплавов / В. Н. Моисеев, Ф. Р. Куликов, Ю. Г. Кирилов [и др.]. – М.: Металлургия, 1975. – 248 с.

3. Влияние исходной структуры на характер распада β -твердого раствора в высокопрочном титановом сплаве ВТ22 / А. Б. Ноткин, О. С. Коробов, Н. З. Перцовский [и др.]. // Физика металлов и металловедение. – 1982. – 54, вып. 4. – С. 755–761.
4. Сварка высокопрочных титановых сплавов / С. М. Гуревич, Ф. Р. Куликов, В. Н. Замков [и др.]. – М.: Машиностроение, 1975. – 149 с.
5. Изыскание присадочного материала для сварки ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов. / С. М. Гуревич, В. Н. Замков, Н. А. Куширенко [и др.] // Актуальные проблемы сварки цветных металлов. – К.: Наукова думка, 1980. – С. 314–320.
6. А. с. 1662217 СССР. Присадочный материал для сварки титановых сплавов с повышенным содержанием β -фазы / С. Г. Глазунов, Л. Ф. Груздева, В. Н. Моисеев [и др.] (СССР); Опубл. 1964, Бюл. № 21.
7. Проволока сварочная из титана и титановых сплавов. Технические условия: ГОСТ 27265–87. – 53 с.
8. Влияние технологических факторов на малоцикловую усталость сварных соединений сплава ВТ22 / Ф. Р. Куликов, Ю. В. Васькин, С. И. Кишкина [и др.] / Авиационная промышленность. – 1977. – № 6. – С. 65–71.
9. Малоцикловая усталость сварных соединений ($\alpha + \beta$)-сплавов титана // Труды 3-й междунар. конф. по титану, т. 2. – М., ВИЛС, 1978. – С. 273–281.
10. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / С. М. Гуревич, В. Н. Замков, В. Е. Блашук [и др.]. – 2-е изд., доп. и перераб. – К.: Наукова думка, 1986. – С. 128.
11. В. Е. Paton. Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium / В. Е. Paton, V. N. Zamkov, V. P. Prilutsky // Welding Journal. – 1996. – № 5.
12. Замков В. Н. Способы сварки титановых сплавов / В. Н. Замков, В. П. Прилуцкий // Автоматическая сварка. – 2005. – № 8. – С. 45–48.
13. United States Patent 4131493. Flux-cored welding wire / S. M. Gurevich, V. N. Zamkov, V. P. Prilutsky, 1978.
14. Пат. 25333, Украина А В23К 35/36. Присадный материал на основе титанового сплава / В. П. Прилуцкий, В. М. Замков, І. А. Радкевич, Г. А. Нікіфоров. – Заявл. 08.05.1997; опубл. 30.10.1998, Бюл. № 30.
15. Влияние термической обработки на структуру и свойства титанового сплава ВТ22 / Л. И. Анисимова, А. А. Попов, В. И. Мельникова [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1977. – т. 44, вып. 4. – С. 843–845.

Поступила в редакцию 13.04.2016

Международный семинар «Усовершенствование сварочных материалов и технологий их производства под прогнозируемые требования»

5–8 июня 2017 г.

г. Белгород, Россия

Организаторы: ассоциация «Электрод», ИЭС им. Е. О. Патона, Новооскольский электродный завод», ООО «Керамглас»

[http:// association-electrode.com](http://association-electrode.com)

О ВЛИЯНИИ ПАРАМЕТРОВ СВАРОЧНОЙ ЦЕПИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ИМПУЛЬСОВ СВАРОЧНОГО ТОКА

Г. А. ЦЫБУЛЬКИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В данной статье исследуется мало изученное влияние параметров сварочной цепи на амплитуду импульсов сварочного тока при импульсно-дуговой сварке (ИДС) плавящимся электродом в среде защитного газа. Сварочная цепь рассматривается как частотно-избирательная система, которая пропускает импульсы в неискаженном виде лишь в определенной полосе частот. Вне этой полосы импульсы в значительной степени подавляются, что может привести к резкому снижению эффективности ИДС. Основной целью статьи является определение ширины полосы пропускания сварочной цепи и возможность ее увеличения. В рамках разработанной математической модели получен критерий, устанавливающий в алгебраической форме одно из необходимых условий эффективного использования ИДС. С практической точки зрения этот критерий позволяет по известным параметрам сварочной цепи довольно просто оценить верхнюю границу полосы пропускания, внутри которой гарантируется заданная амплитуда импульсов сварочного тока. С другой стороны, указанный критерий может быть использован и для решения обратной задачи: по заранее выбранной частоте следования импульсов сварочного тока определить допустимые значения некоторых параметров сварочной цепи. Кроме того, в силу свой «аналитичности» указанный критерий может оказаться полезным при теоретических исследованиях импульсно-дуговых процессов, протекающих в сварочной цепи. Библиогр. 19, рис. 5.

Ключевые слова: импульсно-дуговая сварка, плавящийся электрод, сварочная цепь, амплитуда сварочного тока, частота следования импульсов, математическая модель

Одной из наиболее эффективных сварочных технологий, разработанных в еще в 1960-х годах и получившей затем дальнейшее развитие у нас и за рубежом [1–15], является импульсно-дуговая сварка (ИДС) плавящимся электродом в среде защитных газов. Повышенный интерес к ее использованию в последнее время в немалой степени связан с роботизацией дуговой сварки и с поступлением в промышленность более совершенного сварочного оборудования, в том числе импульсных источников сварочного тока. Эти источники характеризуются новыми возможностями в управлении режимами сварки и, в частности, возможностью программно задавать амплитуду тока в импульсе, длительность импульса, базовый ток и частоту следования импульсов. При определенном сочетании указанных параметров достигается, как известно, оптимальный перенос электродного металла в процессе ИДС.

Проблемам стабилизации, адаптивному управлению и практической реализации ИДС посвящено много публикаций [4, 6, 8, 9]. Но в то же время почти не освещен в литературе чрезвычайно важный вопрос, связанный с влиянием параметров сварочной цепи на формирование самих импульсов сварочного тока. Дело в том, что сварочная цепь в динамическом отношении представляет собой частотно-избирательную систему, которая пропускает импульсы в неискаженном виде лишь в определенной полосе частот [12]. Вне этой полосы импульсы будут в значительной степени по-

давляться, что может привести к резкому снижению эффективности ИДС.

Между тем неизвестно какова ширина указанной полосы частот и как она зависит от параметров сварочной цепи, каковы возможности ее расширения. Ответ на эти вопросы представляется весьма важным с практической точки зрения, поскольку они могут дать ясное представление о реальных частотных ограничениях, обусловленных динамическими свойствами сварочной цепи, которые необходимо учитывать при разработке импульсно-сварочных технологий и соответствующего оборудования. Данная статья как раз и посвящена решению этих вопросов.

Математическая модель. Рассмотрим схему сварочной цепи, изображенную на рис. 1. Динамические процессы, протекающие в ней, подчиняются уравнениям

$$\left. \begin{aligned} (L_1 + L_2) \frac{di}{dt} + (R_1 + R_2)i &= u_s(t) - u_a(i, l), \\ u_a(i, l) &= u_0 + El + S_a i, \\ l &= H - h, \\ h &= h_0 + v e^{-M \int_0^t idt}. \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

В этих уравнениях и на рис. 1 приняты следующие обозначения: $i = i(t)$ — сварочный ток; $L_1, R_1, u_s(t)$ — индуктивность, внутреннее сопротивление и импульсное напряжение источника сварочного тока (ИСТ); L_2 — индуктивность сварочного контура, образованного подводящими

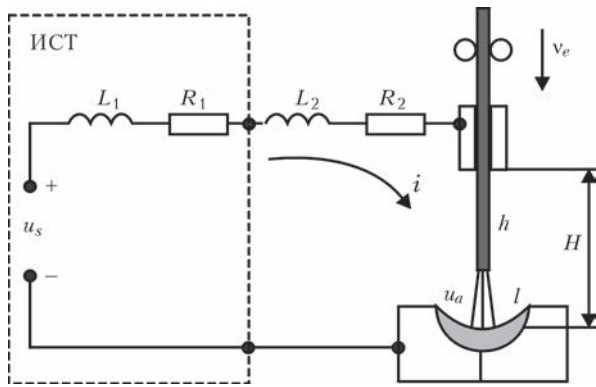


Рис. 1. Обобщенная схема сварочной цепи

проводами; R_2 — суммарное сопротивление вылета электрода, подводящих проводов и скользящего контакта в мундштуке горелки; $u_a = u_a(l, t)$ — напряжение на дуге; u_0 — сумма приэлектродных падений напряжения; $l = l(t)$ — длина дуги; $S_a = \partial u_a / \partial i$ — крутизна вольт-амперной характеристики дуги; $E = \partial u_a / \partial l$ — напряженность электрического поля в столбе дуги; H — расстояние между торцом токоподводящего мундштука и свободной поверхностью сварочной ванны; h_0 и $h = h(t)$ — начальное и текущее значение вылета электрода; v_e — скорость подачи электрода; $M = \partial v_m / \partial i$ — крутизна токовой характеристики плавления электрода; $v_m = v_m(t)$ — скорость плавления электрода; t — текущее время.

Исключив переменные $u_a(l, t)$, $l(t)$ и $h(t)$ из системы уравнений (1) и полагая, что $v_e = \text{const}$ и $H = \text{const}$, получим одно дифференциальное уравнение

$$L_* \frac{d^2 i}{dt^2} + R_w \frac{di}{dt} + EMi = Ev_e + \frac{du_s}{dt}, \quad (2)$$

в котором $L_* = L_1 + L_2$, $R_w = R_1 + R_2 + S_a$.

Уравнение (2) является упрощенной математической моделью сварочной цепи. При ее построении предполагалось, что возможные флуктуации параметров R_w и E в процессе дуговой сварки незначительны по сравнению с изменением переменных $u_s(t)$ и $i(t)$ и их можно не учитывать. Кроме того, не учитывались так называемые малые параметры [16], влиянием которых при решении данной задачи также можно пренебречь.

Запишем уравнение (2) в операторной форме

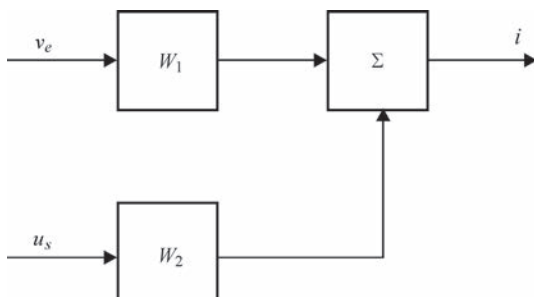


Рис. 2. Структурная схема сварочной цепи

$$(L_* p^2 + R_w p + EM)i = Ev_e + pu_s,$$

и для наглядности сопоставим этому уравнению структурную схему, приведенную на рис. 2.

На этой схеме

$$W_1 = W_1(p) = \frac{E}{L_* p^2 + R_w p + EM}, \quad (3)$$

$$W_2 = W_2(p) = \frac{p}{L_* p^2 + R_w p + EM} \quad (4)$$

передаточные функции от входов v_e и u_s к выходу i (p — оператор Лапласа). Из схемы и выражений (3), (4) видно, что сварочная цепь в структурном отношении представима в виде суммы двух элементарных звеньев, первое из которых соответствует фильтру низших частот, а второе — полюсовому фильтру [17].

Входным воздействием звена W_1 является скорость подачи электродной проволоки v_e , которая в нашем случае постоянна. Установившаяся реакция W_1 согласно (3) будет также постоянной и равной $i_\infty(t) = v_e / M$. На вход звена W_2 подается воздействие $u_s(t)$ в виде последовательности прямоугольных импульсов. Амплитуда импульсов на выходе W_2 в этом случае равна амплитуде входных импульсов, умноженной на значения амплитудно-частотной характеристики (АЧХ) $A_2(\omega) = |W_2(j\omega)|$, где $j = \sqrt{-1}$, $\omega = 2\pi f$, а f — частота следования импульсов.

Таким образом, для оценки реакции сварочной цепи на воздействие, являющееся периодической функцией времени $u_s(t)$, необходимо располагать АЧХ этой цепи. Ее можно построить по формуле

$$A_2(\omega) = \frac{\omega}{\sqrt{(EM - L_* \omega^2)^2 + R_w^2 \omega^2}}, \quad (5)$$

которая выводится после подстановки в выражение (4) мнимой переменной $j\omega$ вместо оператора p [18].

На рис. 3 показан график АЧХ звена W_2 . На этом же рисунке проведена горизонтальная штриховая линия на уровне $\max A_2 / \sqrt{2}$, что соответствует значению -3дБ .

Точки пересечения этой линии с графиком $A_2(\omega)$ задают полосу пропускания $\Delta\omega = \omega_2 - \omega_1$ сварочной цепи. Очевидно, что чем шире $\Delta\omega$, тем на более высокой частоте следования импульсов $f = \omega / 2\pi$ можно осуществлять ИДС с заданной амплитудой этих импульсов.

Рассмотрим, какие существуют реальные возможности расширения полосы $\Delta\omega$. Анализ выражения (5) показывает, что параметры R_w и L_* , входящие в это выражение, в отличие от E и M ,

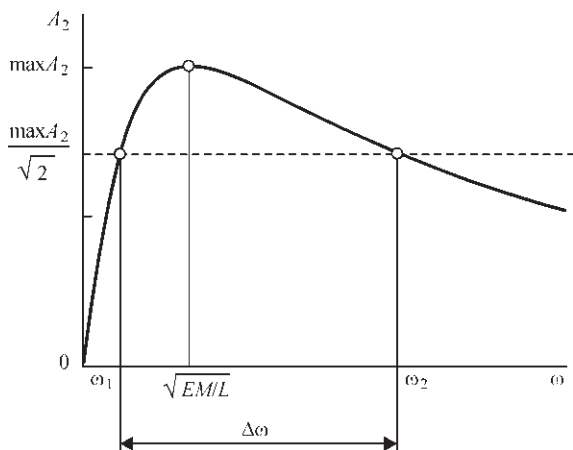


Рис. 3. АЧХ полосового фильтра W_2

могут быть использованы для расширения полосы $\Delta\omega$. Очевидно, что суммарное сопротивление $R_w = R_1 + R_2 + S_a$ может быть изменено лишь за счет изменения основного слагаемого R_1 , которое задает наклон вольт-амперной характеристики ИСТ. Но эта характеристика не может быть изменена произвольным образом. Иначе дело обстоит с индуктивностью сварочной цепи L_* . Ее изменение допустимо, как известно, в достаточно широком диапазоне без существенного ухудшения качества самой сварки [19].

Таким образом, практически существует лишь одна возможность значительного расширения $\Delta\omega$ – это уменьшение индуктивности сварочной цепи L_* . Чтобы проиллюстрировать эту возможность, построим (рис. 4) нормированные АЧХ

$$A_{2N}(\omega) = \frac{A_2(\omega)}{\max A_2(\omega)} = \frac{R_* \omega}{\sqrt{(EM - L_* \omega^2)^2 + R_w^2 \omega^2}} \quad (6)$$

для двух различных случаев: когда $L_* = 0,5$ и когда $L_* = 0,05$ мГн. Значения остальных параметров сварочной цепи, входящих в формулу (6), являются типовыми: $E = 2$ В/мм, $M = 0,31$ мм/(А·с) и $R_w = 0,045$ Ом (эти значения взяты из работы [16]).

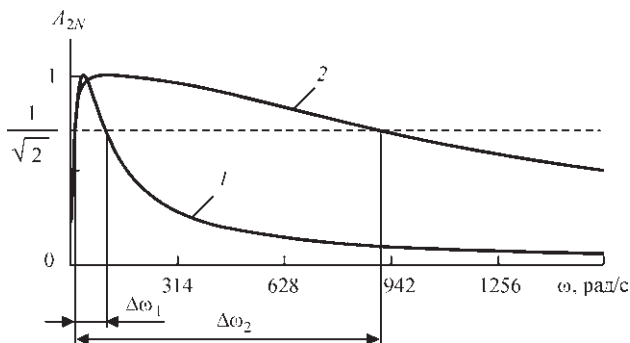


Рис. 4. Нормированные АЧХ звена W_2 (описание 1, 2 см. в тексте)

Из рис. 4 видно, что в первом случае полоса пропускания сварочной цепи $\Delta\omega_1$ весьма узкая: $\Delta\omega_1 = 91$ рад/с (что соответствует $\Delta f_1 = 14,5$ Гц). Во втором случае полоса частот значительно шире: $\Delta\omega_2 = 911$ рад/с или $\Delta f_2 = 145$ Гц. Очевидно, дальнейшее уменьшение индуктивности L_* приведет к еще большему расширению полосы частот сварочного контура.

Естественно, возникает вопрос: нельзя ли найти зависимость частоты следования импульсов сварочного тока f непосредственно от индуктивности L_* в аналитическом виде, не прибегая к графическому построению АЧХ. Рассмотрим уравнение $A_{2N}(\omega) = 1/\sqrt{2}$, которое с учетом (6) запишем следующим образом:

$$\frac{R_w \omega}{\sqrt{(EM - L_* \omega^2)^2 + R_w^2 \omega^2}} = \frac{1}{\sqrt{2}}$$

Это уравнение разбивается на два квадратных уравнения:

$$L_* \omega^2 + R_w \omega - EM = 0, \quad \text{если } \omega < \sqrt{\frac{EM}{L_*}},$$

$$L_* \omega^2 - R_w \omega - EM = 0, \quad \text{если } \omega > \sqrt{\frac{EM}{L_*}}.$$

Так как нас интересует верхняя граница полосы пропускания ω_2 (см. рис. 3), т.е. случай, когда $\omega > \sqrt{EM/L_*}$, то будем рассматривать лишь второе из приведенных уравнений. Этому уравнению удовлетворяет решение

$$\omega_2 = \frac{R_w}{2L_*} \left(1 + \sqrt{1 + \frac{4L_* EM}{R_w^2}} \right) \quad (7)$$

Принимая во внимание, что в большинстве практических случаев при ИДС

$$L_* \ll \frac{R_w^2}{4EM}, \quad (8)$$

выражение (7) существенно упрощается и принимает вид

$$\omega_2 \approx \frac{R_w}{L_*},$$

или (с учетом того, что $\omega_2 = 2\pi f_2$)

$$f_2 \approx \frac{R_w}{2\pi L_*}.$$

Таким образом, если выполняется условие $f < f_2$, т.е. если

$$f < \frac{R_w}{2\pi L_*}, \quad (9)$$

то частота следования импульсов сварочного тока f не выходит за пределы полосы пропускания сварочной цепи. А это означает, что уменьшение амплитуды импульсов в этом случае не будет превышать заданного допуска $\Delta A = 3$ дБ.

Следовательно, неравенство (9) можно рассматривать как одно из необходимых условий эффективного использования ИДС. Это неравенство из-за своей простоты весьма удобно для предварительного расчета f . Замечательно также и то, что оно в силу своей «аналитичности» может оказаться полезным при теоретических исследованиях импульсно-дуговых процессов, протекающих в сварочной цепи.

Результаты вычислительного эксперимента.

С целью проверки влияния индуктивности L_* на амплитуду импульсов сварочного тока был в рамках математической модели (2) проведен вычислительный эксперимент. При этом использовались те же ее параметры, которые применялись при построении АЧХ. Кроме того, задавались параметры режима роботизированной ИДС: $v_e = 22$ мм/с, $H = 17$ мм, длительность импульсов $\tau = 0,004$ с, $u_s(t) = (30 + 10z(t))$ В, где

$$z(t) = \begin{cases} 1, & nT \leq t \leq (nT + \tau), \\ 0, & (nT + \tau) < t < (n+1)T, \end{cases}$$

$$T = 1/f, n = 0, 1, 2, 3, \dots$$

Частота следования импульсов f была выбрана равной 25 имп/с. Этот выбор сделан с таким расчетом, чтобы ее значение оказалось внутри полосы пропускания $\Delta f_2 \approx 145$ Гц ($\Delta\omega_2 = 911$ рад/с), но, в то же время (см. рис. 4), вне полосы пропускания $\Delta f_1 \approx 14,5$ Гц ($\Delta\omega_1 = 91$ рад/с).

Результаты эксперимента представлены на рис. 5 в виде реакции сварочного тока $i(t)$ на воздействие $v_e = \text{const}$ и последовательность прямоугольных импульсов $u_s(t)$.

Сравнение этих результатов показывает, что при $L'_* = 0,05$ мГн (рис. 5, а) импульсы сварочного тока имеют достаточно большую амплитуду. Это объясняется тем, что $f < f_2$ и сварочная цепь как полосовой фильтр не оказывает в этом случае существенного влияния на амплитуду импульсов. При $L''_* = 0,5$ мГн импульсы сварочного тока (рис. 5, б), как и следовало ожидать, существенно подавлены сварочной цепью, так как в этом случае $f > f_2$.

Выводы

Проведенное исследование показывает, что параметры сварочной цепи, в частности, индуктивность L_* , оказывают существенное влияние на характеристики импульсов сварочного тока. Влияние индуктивности L_* на скорость нарастания и скорость снижения сварочного тока в импульсе

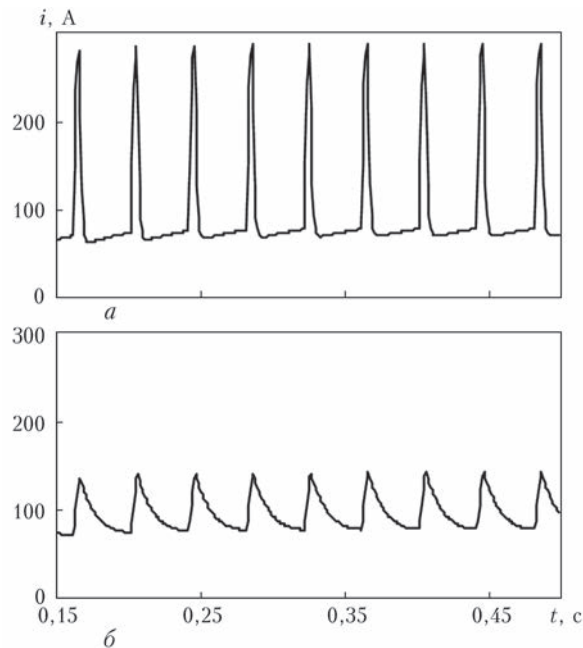


Рис. 5. Импульсы сварочного тока при различных значениях L_* : а — $L'_* = 0,05$; б — $0,5$ мГн

хорошо известно специалистам, занимающимся проблемами ИДС. Однако до сих пор оставалось не до конца ясным, какова степень ее влияния на амплитуду этих импульсов. В результате исследования показано, что сварочная цепь как динамическая система характеризуется определенной полосой пропускания импульсов сварочного тока. Если частота следования импульсов выходит за пределы этой полосы, амплитуда импульсов резко уменьшается, что может отрицательно сказаться на эффективности ИДС.

В данной статье получено соотношение (9), устанавливающее в алгебраической форме связь между частотой следования импульсов сварочного тока f и параметрами сварочной цепи R_w и L_* . Это соотношение позволяет по известным параметрам R_w и L_* довольно просто оценить верхнюю границу полосы пропускания конкретной сварочной цепи, внутри которой гарантируется необходимая амплитуда импульсов сварочного тока. Очевидно, что соотношение (9) дает возможность решать и обратную задачу: по заранее выбранной частоте следования импульсов f и по известному значению R_w определить границу допустимых значений индуктивности сварочной цепи L_* .

1. Патон Б. Е. Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с программным регулированием процесса / Б. Е. Патон, А. Г. Потапьевский, Н. В. Подола // Автоматическая сварка. — 1964. — № 1. — С. 1–6.
2. Amin M. Pulse current parameters for arc stability and controlled metal transfer in arc welding / M. Amin // The Paton Welding Journal. — 1983. — № 5. — P. 272–278.
3. Matsunava A. Pulsed Arc Welding / A. Matsunava, H. Yamamoto, S. Hiramoto // Journal of The Japan Welding Society. — 1984. — Vol. 53, № 6. — P. 20–58.
4. Шейко П. П. Источник питания для импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом с плавным регулирова-

- нием параметров / П. П. Шейко, В. М. Павшук // Автоматическая сварка. – 1992. – № 6. – С. 44–46.
5. Сараев Ю. Н. Импульсные технологические процессы сварки и наплавки / Ю. Н. Сараев. – Новосибирск: Наука, 1994. – 108 с.
 6. Воропай Н. М. Особенности импульсно-дуговой сварки с синергетическим управлением параметрами режимов (Обзор) / Н. М. Воропай, В. М. Илюшенко, Ю. Н. Ланкин // Автоматическая сварка. – 1999. – № 6. – С. 26–32.
 7. Судник В. А. Математическая модель источника теплоты при дуговой сварке плавящимся электродом в смеси защитных газов. Ч. 2. Импульсный процесс / В. А. Судник, А. В. Иванов, У. Дилтей // Сварочное производство. – 2000. – № 9. – С. 9–15.
 8. Сараев Ю. Н. Адаптивные импульсно-дуговые методы механизированной сварки при строительстве магистральных трубопроводов / Ю. Н. Сараев // Сварочное производство. – 2002. – № 1. – С. 4–11.
 9. Стабилизация процесса импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом / Б. Е. Патон, П. П. Шейко, А. М. Жерносеков [и др.] // Автоматическая сварка. – 2003. – № 8. – С. 3–6.
 10. Дюргеров Н. Г. Определение свойств дуги при импульсных процессах сварки / Н. Г. Дюргеров, Д. Х. Сагиров // Сварочное производство. – 2004. – № 4. – С. 14–18.
 11. Nong H. Solutions to Problems of Tine Spatter and Arc Pulsed MIG Arc Welding / H. Nong, T. Ueyama // Quarterly Journal of Japan Welding Society. – 2004. – Vol. 22, № 2. – P. 249–247.
 12. Цыбульский Г. А. Влияние частотных свойств сварочного контура на параметры тока при импульсно-дуговых процессах сварки / Г. А. Цыбульский // Автоматическая сварка. – 2005. – № 10. – С. 11–15.
 13. Исследование процесса переноса электродного металла при импульсном питании сварочной дуги / А. Ф. Князьков, Н. Ю. Крампит, А. Г. Крампит [и др.] // Технология металлов. – 2005. – № 7. – С. 18–21.
 14. Крампит Н. Ю. Исследование процесса импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом в среде углекислого газа / Н. Ю. Крампит, А. Г. Крампит // Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. Машиностроение. – 2014. – № 5. – С. 106–111.
 15. Дюргеров Н. Г. Технологическая стабильность импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом / Н. Г. Дюргеров, В. А. Ленивкин // Сварочное производство. – 2015. – № 2. – С. 3–7.
 16. Цыбульский Г. А. Адаптивное управление в дуговой сварке / Г. А. Цыбульский. – К.: Сталь, 2014. – 171 с.
 17. Гутников В. С. Фильтрация измерительных сигналов / В. С. Гутников. – Л.: Энергоатомиздат, 1990. – 192 с.
 18. Макаров И. М. Линейные автоматические системы (элементы теории, методы расчета и справочный материал) / И. М. Макаров, Б. М. Менский. – М.: Машиностроение, 1977. – 464 с.
 19. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга / Г. И. Лесков. – М.: Машиностроение, 1970. – 330 с.

Поступила в редакцию 15.03.2016

XV МЕЖДУНАРОДНЫЙ ПРОМЫШЛЕННЫЙ ФОРУМ – 2016

МЕЖДУНАРОДНЫЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННЫЕ ВЫСТАВКИ

22–25

НОЯБРЯ

МЕТАЛЛО-ОБРАБОТКА
ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ

UKRAINA ITEX
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

UKRSTOP ITEX
КУРСОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

UKRFAST ITEX
БЕЗОПАСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

GIDRAVLIKA ITEX
ГИДРАВЛИКА

ВОДОПРОБНИКИ
ТЕХНОЛОГИИ

UKRCHIM ITEX
ПРОМЫШЛЕННАЯ ХИМИЯ

UKRSKOPKA ITEX
ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ

OBRABKY, STANDARTY, ETALONY, PRIBORY
КОМПЬЮТЕРИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ

ВИДЕЛЬНО-ТРАНСПОРТНОЕ СКЛАДСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

БЕЗОПАСНОСТЬ ПРОИЗВОДСТВА

УКРАИНСКОЕ УГЛЕЖЕЛЕ

ОРГАНИЗАТОР:
Международный выставочный центр

Генеральный информационный партнер:
Оборудование Инструмент

Технический партнер:
RentMedia

Международный выставочный центр
Украина, 02660, Киев
Броварской пр-т, 15
М "Левобережная"

☎ (044) 201-11-65, 201-11-56
e-mail: maria@iec-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua, www.mvc.ukr
www.tech-expo.com.ua

ISSN 0005-111X АВТОМАТИЧЕСКАЯ СВАРКА, №9 (756), 2016 **19**

СВЕРХЗВУКОВОЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОЕ НАПЫЛЕНИЕ ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ПОДВИЖНОГО СОСТАВА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА*

В. Н. КОРЖИК^{1,2}, Н. П. ЛЮТИК², А. А. ЧАЙКА², В. И. ТКАЧУК^{2,3}, И. Д. ГОС², Ю. А. НИКИТЮК⁴

¹Гуандунский Институт сварки (Китайско-украинский Институт сварки им. Е. О. Патона).

510650, г. Гуанчжоу, КНР. E-mail: vnkorzhyk@qq.com

²ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua,

³ТОВ «Научно-производственный центр «ПЛАЗЕР».

01042, г. Киев, ул. Филатова, 10-А. E-mail: plazer2010@meta.ua

⁴ТОВ «Научно-производственная фирма «ВИСП». 04655, г. Киев, просп. Московский, 23. E-mail: vizp@i.ua

Для повышения эффективности использования железнодорожного транспорта возрастает потребность в новых технологиях и материалах для повышения его ресурса, в первую очередь ответственных деталей подвижного состава. В этом аспекте одной из наиболее перспективных технологий является сверхзвуковое электродуговое напыление или сверхзвуковая воздушно-газовая электродуговая металлизация. При этом преодолеваются основные недостатки традиционного электродугового напыления, связанные с низким качеством покрытий, а именно, повышенным выгоранием легирующих элементов расплаваемого металла проволок под действием струи воздуха, низкой адгезионной прочностью покрытия и низкой прочностью сцепления с материалом основы. Библиогр. 12, табл. 2, рис. 8.

Ключевые слова: сверхзвуковое электродуговое напыление, железнодорожный транспорт, ответственные узлы, свойства покрытий, прочность сцепления покрытий

Для реализации технологии сверхзвукового электродугового напыления разработан усовершенствованный сверхзвуковой электродуговой металлизатор PLAZER15-SA-EM установки PLAZER15-SA [1–10], содержащий горелку с камерой сгорания, работающую под избыточным давлением (рис. 1). В основу такого сверхзвукового металлизатора заложен процесс, в котором обдув стабилизированной электрической дуги осуществляется горячими продуктами сгорания природного газа со сверхзвуковой скоростью.

Данная технология является гибридной, в которой сочетается электродуговое напыление со сверхзвуковым газопламенным напылением с формированием единого сверхзвукового высокотемпературного потока газа и расплавленных частиц напыляемого материала проволок. Электрическая дуга ориентирована вдоль высокотемпературного газового потока, скорость которого составляет 1,5 Маха и горит между двумя плавящимися проволоками. Такая система обеспечивает высокий уровень стабильности горения дуги вследствие ее ориентации вдоль газового потока и, таким образом, процесса передачи тепла в электроды: интенсивный разгон и измельчение частиц расплавленного металла, их защиту от окисления в полете, снижение количества испаряемого

материала (благодаря формированию двухфазового потока высокоскоростной струей продуктов сгорания).

Для распыления проволок, которые плавятся электрической дугой, в указанном сверхзвуковом электродуговом металлизаторе используется слабонедорасширенная сверхзвуковая струя горячих продуктов сгорания углеводородного газа с воздухом, вытекающая из звукового сопла. Основное возмущение в поток вносит боковая проволока. За ней ниже по струе образуется область аэродинамической тени. На рис. 2 приведены радиальные изменения динамических напоров в поперечном сечении струи на расстоянии 2,7, 12, 22 мм ниже точки встречи боковой и центральной проволок. Сравнение рис. 2, а и 2, б показывают, что в сверхзвуковом потоке с препятствием в виде проволоки картина течения меняется в зависимости от режима работы горелки электродугового металлизатора. При работе на обогащенной смеси, когда коэффициент избытка воздуха $\alpha = 0,9$ (рис. 2, б) в отличие от обедненной смеси $\alpha \sim 1,2$ (рис. 2, а) поток за боковой проволокой сходится. Рассеяние дисперсных частиц в высокоскоростном потоке определяется направлением вектора усредненной скорости вдоль траектории частиц и параметрами турбулентности. Направление вектора усред-

*По материалам работы, выполненной в рамках целевой комплексной программы НАН Украины «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» (2013–2015 гг.).

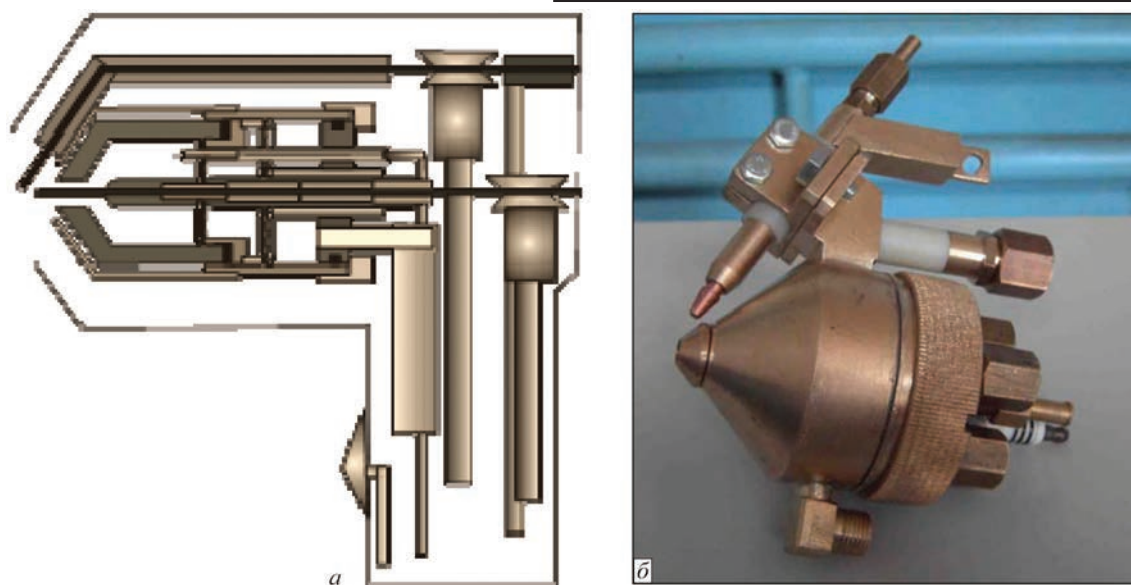


Рис. 1. Схема (а) и общий вид (б) сверхзвукового электродугового металлатора

ненной скорости (рис. 2, б) способствует сжатию металлопотока, а при околосвуковой скорости уровень турбулентных пульсаций снижается, происходит ламинаризация потока.

Эти два обстоятельства являются решающими при снижении рассеивания дисперсной фазы, уменьшении угла раскрытия металлопотока и разбрасывании скоростей частиц. Кроме того, сформированная за боковым электродом металлатора (см. рис. 1) газодинамическая ситуация (см. рис. 2) определяет характер сноса, дробления расплава проволок и рассеивания дисперсной фазы. В теневой зоне бокового электрода, равной 2,5...3,0 калибра от среза сопла, имеет место струйное течение металла. Далее ниже по потоку происходит аэродинамическое дробление рас-

плава и разгон дисперсных частиц. Это особенно важно при использовании порошковых проволок, когда получение легированных частиц происходит при взаимодействии оболочки из низкоуглеродистой стали с компонентами порошкового стержня. Легирование здесь происходит во время расплавления проволок и струйного течения расплава.

Наличие составляющей скорости обдувающего потока за боковым электродом, направленной к оси струи (рис. 2, б), обеспечивает обжатие металлопотока, способствует снижению рассеивания дисперсной фазы. Угол раскрытия составляет $7...10^\circ$.

Как известно, одним из существенных недостатков покрытий, получаемых электродуговой металлацией, является высокая степень их

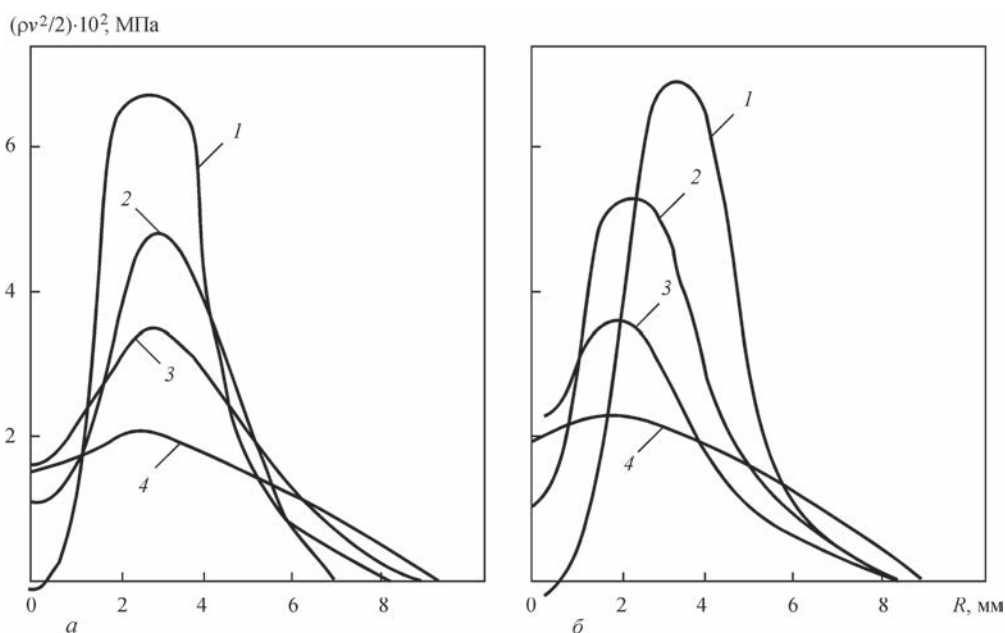


Рис. 2. Профили динамического нажатия сверхзвукового металлатора на расстоянии от среза сопла: а — $\alpha = 1,2$; б — $0,9$ (1 — 2; 2 — 7; 3 — 12; 4 — 22 мм)

Таблица 1. Режимы напыления покрытий из порошковых проволок с применением различных типов электродуговых металлизаторов

Тип электродугового оборудования	Напряжение, В	Сила тока, А	Расход воздуха, м ³ /ч	Расход пропана, м ³ /ч	Давление воздуха, МПа	Дистанция напыления, мм
Серийный металлизатор ЭМ-14 (Барнаульский аппаратно-механический завод, РФ (рис. 3, а))	32...34	200...250	120...130	-	0,6...0,7	150...180
Модернизированный ЭМ-14М с двумя профилированными соплами (рис. 3, б)	32...34	200...250	120...130	-	0,6...0,7	150...180
Сверхзвуковой металлизатор PLAZER15-SA-EM, установка PLAZER15-SA (рис. 1)	34...36	160...180	90	4,0	0,6	70...130

Примечание. 1. Диаметр порошковых проволок 1,8 мм. 2. Для напыления применяли порошковые проволоки систем на основе Fe-B (с порошковым наполнителем на основе ферробора) и Fe-Cr-C (на основе феррохрома углеродистого).

Таблица 2. Влияние типов электродуговых металлизаторов на характеристики процесса напыления покрытий из порошковой проволоки системы Fe-B и Fe-Cr-C

Тип электродугового оборудования	Скорость напыляемых частиц w , м/с на дистанции 50 мм	Средний размер напыляемой частицы d , мкм	Размер пятна напыления B_1 , мм на дистанции 65 мм	Содержание кислорода в покрытии, мас. %
Серийный металлизатор ЭМ-14М (Барнаульский аппаратно-механический завод, РФ (рис. 3, а))	30...80	150...180	45...55	1,8...2,5
Модернизированный металлизатор ЭМ-14М с двумя профилированными соплами (рис. 3, б)	100...160	80...120	30...40	0,73...1,0
Сверхзвуковой металлизатор, установка PLAZER15-SA (рис. 1)	370...400	40...90	20...30	0,50...0,65

окисления. Этот факт чаще всего расценивается как отрицательный. Покрытия, которые формируются окисленными частицами, характеризуются также высокой пористостью и низкой прочностью сцепления покрытия с основой. Основной причиной окисления материала является его взаимодействие с кислородом в зоне электрической дуги, горящей между электродными проволоками.

Способом уменьшения влияния кислорода на расплавленный металл служит «связывание» его углеводородными газами (чаще всего метаном). Для этого в распыляемый воздух подмешивают горючие газы. Перспективность применения таких газозвушных смесей в качестве распыляющего газа можно оценить, проанализировав окисляемость материала в зоне его диспергирования. В этой зоне из-за высоких температур (6000...10000 К) происходит наиболее активное взаимодействие металла с газами. Качественный анализ окисленности частиц можно получить по результатам термодинамического равновесного расчета систем «материал-газовая среда».

Эксперименты показывают, что при распылении газозвушной смесью, в которой соотношение «природный газ:воздух» = 1/8, окисляемость частиц отсутствует. Дальнейшее увеличение использования доли метана в распыляемом потоке нецелесообразно с экономической точки зрения. В реальных условиях достичь полной защиты металла от окисления практически не удается, поскольку материал покрытия окисляется уже при охлаждении частиц с температуры плавления до температуры окружающей среды. Эксперимен-

тально полученные данные по содержанию оксидов железа в исследуемой системе в зависимости от концентрации природного газа в газозвушной смеси для металлизатора подтверждают сказанное выше.

Вторым обстоятельством, которое способствует снижению окисленности напыляемого материала в сверхзвуковом потоке, является уменьшение времени контакта расплавленных частиц с атмосферой за счет их более высокой скорости.

Центральный и боковой электроды в металлизаторе (см. рис. 1) работают в разных условиях. Центральный электрод расплавляется под действием тепла прикатодного (прианодного) участка дуги с подогревом проволоки на длине вылета за направляемым мундштуком горячими продуктами сгорания. Боковой электрод расплавляется под действием тепла от дуговой плазмы и прианодного (прикатодного) падения потенциала. Очевидно, что боковая проволока получает больше тепла и скорость ее плавления всегда больше центральной. Уровень тока (при питании от источника с жесткой внешней характеристикой) задается скоростью подачи центральной проволоки. Скорость подачи боковой проволоки выбирают таким образом, чтобы ее конец расплавлялся на линии продолжения верхней поверхности центральной проволоки. В этом случае обеспечивается минимальный уровень пульсаций тока и напряжения дуги, равномерное и стабильное плавления проволоки, наиболее узкий диапазон диспергирования расплава, наименьший угол раскрытия металлопотока. Такой режим работы сверхзвукового

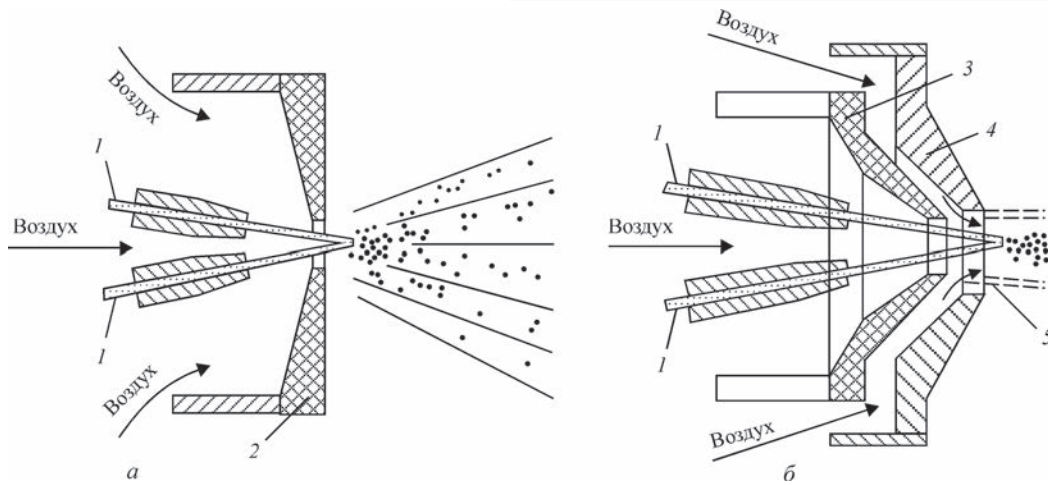


Рис. 3. Принципиальные схемы серийного ЭМ-14 (а) и модернизированного ЭМ-14 (б) электродуговых металлизаторов, применяемых для сравнительных исследований процесса напыления и характеристик покрытий: 1 — порошковая проволока; 2 — стандартное сопло; 3 — профилированное керамическое сопло; 4 — дополнительное сопло для формирования спутного воздушного потока; 5 — спутный воздушный поток

металлизатора на продуктах сгорания является оптимальным.

Сравнительные исследования процесса сверхзвукового напыления с процессами электродугового напыления при дозвуковых режимах истечения высокотемпературной струи (табл. 1, 2) подтвердили существенное повышение скорости и уменьшение размера частиц напыляемого материала порошковых проволок, уменьшение размера пятна напыления, а также значительное понижение окисления напыляемого материала. Для сравнительных испытаний применяли серийный металлизатор ЭМ-14 (рис. 3, а), а также этот металлизатор после модернизации (рис. 3, б), оборудованный специальными соплами для формирования воздушного потока, который обеспечивает сжатие распыляемой струи, повышение ее скорости и уменьшение окисления материала.

Такое улучшение практически всех технологических параметров сверхзвукового электродугового напыления объясняется уменьшением (в случае применения такой технологии) массы жидкого металла, образуемого на торце порошковой проволоки, и, соответственно, уменьшения размеров частиц напыляемого материала. Повышение дисперсности частиц напыляемого материала приводит к увеличению их скорости и интенсификации динамического взаимодействия с основой, уменьшению пористости покрытия, уменьшению размеров напыленных ламелей и, соответственно, увеличению скорости охлаждения расплавленных частиц на основе и увеличению количества быстрозакаленных метастабильных структур в покрытии.

Анализ выражения (1) [11] показывает, что при одинаковом значении сварочного тока, плотности материала и геометрических параметров распыляемой порошковой проволоки, ввиду наличия

двух источников нагрева при сверхзвуковом электродуговом напылении (электрической дуги и высокотемпературного потока продуктов сгорания углеводородного газа), а также более эффективной конструкции металлизатора, с точки зрения плавления порошковых проволок, обеспечивается более высокая скорость плавления электродов, частота сбросов жидкого металла и уменьшение массы расплавленного металла на торце проволоки.

$$m_{ж.м}^{nn} = \frac{AI_d^2 \gamma^2 \left(1 + 2,3 \lg \frac{r_э}{4\delta \sin \frac{\omega}{2}} \right) \left(\frac{M}{\gamma} \right)^{2/3}}{12,6 f^2 (1,5T_{кип} - T_{ж.м}) \sin^2 \left(\arctg \frac{2v_э \sin \omega}{fd_э} \right)}, \quad (1)$$

где I_d — ток дуги; γ — плотность металла электрода; $v_э$ — скорость плавления (подачи) электрода; ω — угол между электродами; M — молекулярная масса материала электрода; f — частота сбросов жидкого металла; $T_{кип}$ — температура кипения металла электрода; $T_{ж.м}$ — температура жидкого металла электрода; $d_э, r_э$ — диаметр и радиус расплавленных электродов; δ — толщина оболочки порошкового электрода; A — коэффициент, равный $0,005 \text{ Н/А}^2$.

Экспериментальные данные (см. табл. 2) подтверждают результаты теоретического анализа.

В качестве материала для напыления использовали экономнолегированную порошковую проволоку на основе системы Fe–Cr–C, в которой основным компонентом порошкового сердечника является феррохром углеродистый. При выборе состава данной порошковой проволоки основывались на дальнейшем развитии подходов к легированию порошковых проволок для металлизации [6, 11], которые предусматривают такой выбор компонентов порошкового наполнителя, обеспе-

чивающего формирование напыленного покрытия по составу, близкому к хромистым сталям с содержанием 1...2 % С и 4...10 % Cr, имеющих склонность к закаливанию из жидкого состояния и, в результате, повышенную износостойкость. Так как покрытия узлов трения деталей подвижного состава железнодорожного транспорта работают при повышенных динамических нагрузках, к ним предъявляются повышенные требования к прочности сцепления. Поэтому при разработке состава порошковых проволок для нанесения покрытий на указанные типы деталей, с учетом особенностей технологии сверхзвукового электродугового напыления, применяли следующие приемы для повышения прочности сцепления таких покрытий с основой:

- повышение температуры распыляемых частиц за счет алюмотермических реакций, которые обеспечиваются путем введения добавок смеси гематита и алюминия ($\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Al} = \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Fe} + \text{Q}$). В результате такой реакции повышается температура напыляемых частиц, а в покрытии образуется упрочняющая фаза оксида алюминия;

- восстановление оксидов железа, образующихся в процессе расплавления и диспергации оболочки и шихты порошковой проволоки, путем введения в шихту алюмосодержащих добавок и лигатур с мишметаллами, с протеканием экзотермических реакций;

- повышение температуры дуги и уменьшение размера столба дуги за счет введения оптимальных количеств добавок галогенидов щелочных металлов.

Повышение температуры распыляемых частиц и увеличение их дисперсности очень важно именно при применении напыления при сверхзвуковых скоростях истечения струи, так как в этом случае существенно снижается время пребывания расплавленной капли на торце проволок в высокотемпературной зоне электродугового участка по сравнению с традиционными технологиями напыления с применением низкоскоростных (дозвуковых струй). Также при этом достигается создание прочных металлургических связей между напыляемыми частицами и металлической основой за счет активизации химического взаимодействия между ними и основой и получением твердых и прочных оксидов.

Так как в зависимости от типов деталей подвижного состава железнодорожного транспорта требуются различные показатели твердости, разработана линейка составов порошковых проволок ПП-АН202-S для обеспечения различной твердости и триботехнических характеристик. Обязательным условием являлось получение в результате сверхзвукового электродугового напыления такой порошковой

проволоки сплава, имеющего склонность к закаливанию из жидкого состояния, и получения покрытия по составу, близкому к хромистым сталям с содержанием 1...2 % С и 4...10 % Cr, содержащим метастабильные закалочные структуры на основе пересыщенных растворов.

Расчет соотношения концентраций элементов в напыленном слое и концентраций компонентов порошковой шихты выполняли на основе решения системы уравнений [11]:

$$A_a = \frac{\eta_a}{100} (x_1 k_1^{(a)} + x_2 k_2^{(a)} + \dots + x_n k_n^{(a)}) k_z,$$

$$A_i = \frac{\eta_i}{100} (x_1 k_1^{(i)} + x_2 k_2^{(i)} + \dots + x_n k_n^{(i)}) k_3,$$

где a, \dots, i — легирующие элементы, η_a, η_i — коэффициенты перехода этих элементов; x, \dots, x_n — долевое участие материалов (ферромарганца, феррохрома, алюминия металлического и др.), $k_1^{(a)} \dots k_n^{(a)}, k_1^{(i)} \dots k_n^{(i)}$ — концентрация элементов в соответствующих материалах, вводимых в шихту порошкового стержня; k_3 — коэффициент заполнения ($k_3 = 0, 15, \dots, 0,45$).

Исследовали химический состав и микроструктуру исходной порошковой проволоки (ПП) системы Fe–Cr–C и покрытий, полученных методом электродугового напыления с использованием дозвуковых и сверхзвуковой струй. Для изготовления оболочки данной ПП применяли стальную ленту 08кп. Основными наполнителями порошковой шихты являлись феррохром высокоуглеродистый ФХ900 и железный порошок с добавками ферромарганца. В качестве экзотермических добавок применяли ПЖР5.315.28 гематит МРТУ 14-14р-84, порошок алюминиевый ПА-3с размером частиц до 150 мкм. Микроструктура и состав данной ПП и порошкового наполнителя представлены на рис. 4.

Анализ результатов металлографических исследований покрытий показал, что микроструктура при дозвуковых скоростях истечения воздуха неоднородная, крупнозернистая, с большим количеством пор и оксидных включений. Материал покрытия перегрет и окислен, оксидные прослойки содержат 29,0...32,0 % кислорода, массовая доля кислорода в ламелях достигает 2,5 %. Также наблюдаются частицы сферической формы, которые из-за низкой скорости полета успели остыть до их столкновения с напыляемой поверхностью (рис. 5, а). Покрытие, полученное при использовании модернизированной базовой установки с применением дополнительного воздушного потока и регулируемым углом раскрытия потока частиц, менее окислено. В ламелях и оксидных прослойках массовая доля кислорода составляет соответственно 1,6...1,8 и 29,0...30,0 %. Толщи-



Рис. 4. Микроструктура поперечного сечения проволоки ПП-АН202-S: *a* — $\times 50$; *b* — $\times 100$ (1 — состав частиц: 16,6 Fe, 82,8 Cr, 0,36 Al, 0,2 Mn; 2 — 0,36 Fe, 0,2 Cr, 99,67 Al, 0,07 Mn)

на ламелей δ для этих покрытий такая же, как и при обычных дозвуковых режимах и составляет 10...30 мкм (рис. 5, б), пористость покрытий — 2...3 %. При переходе к сверхзвуковому воздушно-газовому методу ЭДМ, с увеличением скорости струи воздуха возрастает скорость полета частиц и микроструктура полученного покрытия претерпевает значительные изменения. Сочетание малого размера напыляемых частиц и их высоких скоростей в момент удара о поверхность основы приводит к высоким скоростям охлаждения их материала. В основном частицы имеют ламелеобразную форму и подвергаются значительной деформации. Включения глобулярных частиц не наблюдаются. Отмечаются тонкие оксидные прослойки. По всей толщине покрытия имеют однородную тонколамелярную структуру, что свидетельствует о стабильности процесса. В покрытиях, нанесенных при сверхзвуковом воздушно-газовом напылении, значения δ находятся в интервале 5...10 мкм (рис. 5, в). Пористость структуры снижается и составляет 0,4 %.

Анализ результатов рентгеноспектрального микроанализа и дифрактограмм покрытий показал, что все исследуемые покрытия, полученные методами обычной дозвуковой электродуговой металлизации, модернизированной и сверхзвуковой электродуговой металлизации содержат твердый раствор Al и Cr в α -железе (объемноцентрированная кубическая решетка с $a = 0,287$ нм), и

твердые растворы Al и Cr в γ -железе с гранецентрированной кубической решеткой и различным содержанием этих элементов. По данным рентгеноспектрального микроанализа при обычной дуговой и модернизированной металлизации в покрытиях преобладает твердый раствор хрома с алюминием в α -железе, а в случае сверхзвуковой ЭДМ в покрытии основной фазой является γ -фаза. При сверхзвуковой электродуговой металлизации модернизированной электродуговой металлизации фазовая составляющая γ -железа с измененными параметрами существует в двух модификациях, а именно: γ_1 -Fe (Cr, Al) с $a = 0,3677$ нм и γ_2 -Fe(Cr, Al) с $a = 0,3633$ нм [12].

Разница в значениях параметров решетки γ_1 -Fe и γ_2 -Fe свидетельствует о разном содержании легирующих элементов. Установлено, что максимальная концентрация хрома в твердом растворе на основе железа в ламелях покрытий, полученных при обычном и модернизированном напылении, составляет 16,8...17,1 и 15,0...15,4 мас. % соответственно, в тех же условиях содержание алюминия составляет примерно от 4 до 6,2 %. Кроме того, в процессе напыления алюминий взаимодействует с кислородом, образуются включения на основе Al_2O_3 , содержащие 35,0...39,0 мас. % алюминия и 29,0...32,0 мас. % кислорода [12]. При использовании сверхзвуковых струй турбулентный режим истечения струй переходит в ламинарный,

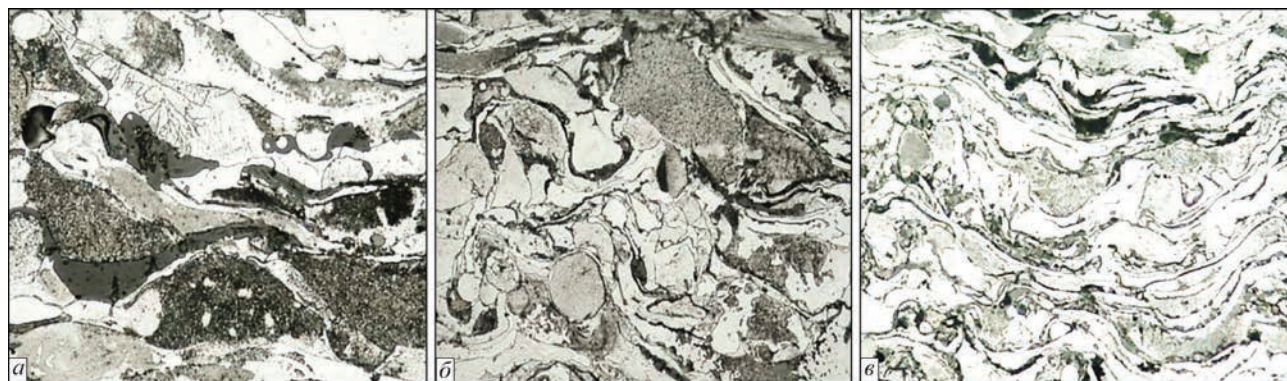


Рис. 5. Микроструктура ($\times 400$) покрытий из порошковой проволоки системы Fe-Cr-Al, полученных различными методами электродуговой металлизации: *a* — обычное напыление с помощью электродугового металлизатора ЭМ-14М; *b* — модернизированное напыление ЭМ-14М; *v* — сверхзвуковое напыление PLAZER15-SA-EM

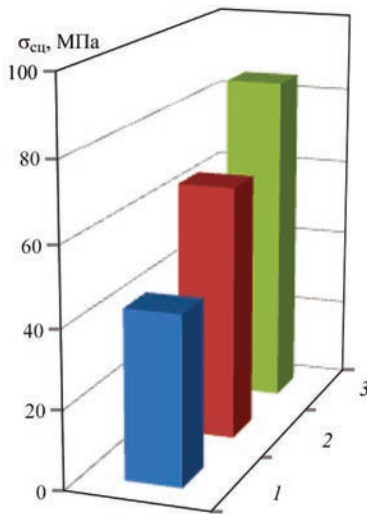


Рис. 6. Прочность сцепления с основой из стали 45 покрытий из порошковой проволоки системы Fe–Cr–Al марки ПП-АН202-S, полученных различными методами электродуговой металлзации: 1 — обычное напыление с помощью электродугового металлатора ЭМ-14М; 2 — модернизированное напыление ЭМ-14М; 3 — сверхзвуковое напыление PLAZER15-SA-EM

в связи с чем уменьшается подмешивание воздуха, и одновременно, за счет возрастания скорости газовой струи увеличивается скорость частиц. При сверхзвуковом напылении количество хрома и алюминия, растворенных в железе, возрастает, максимальная концентрация хрома в lamелях достигает 20,0...20,5 мас. %. Твердый раствор такой концентрации характеризуется большим сопротивлением окислению кислородом воздуха. Степень окисления напыленного покрытия значительно уменьшается. В lamелях содержится около 1,0 % кислорода. Более детальные результаты исследований структуры данных типов покрытий приведены в работе [12].

Сравнение значений микротвердости покрытий из порошковой проволоки, напыленных разными способами, показывает, что микротвердость покрытия, полученного при обычной электродуговой металлзации, изменяется в пределах от 1930

до 4200 МПа, микротвердость покрытия, полученного на модернизированной установке, изменяется в пределах от 2540 до 5100 МПа. Максимальную микротвердость имеют сверхзвуковые покрытия, где диапазон значений находится в пределах 3900...6100 МПа, что может быть связано с увеличением содержания хрома в твердом растворе на основе железа.

Для сравнительной оценки прочности сцепления покрытий $\sigma_{сц}$ с основой использовали величину разрушающего напряжения в композиции «покрытие – основа сталь 45» при нормальном отрыве, определенную по методике «конического штифта». Результаты испытаний подтверждают эффективность применения технологии сверхзвукового электродугового напыления и повышение почти в 2 раза значений прочности сцепления покрытий с основой, по сравнению с традиционной технологией (рис. 6).

Триботехнические испытания рассматриваемых покрытий проводили в условиях с ограниченной смазкой по схемам «диск с покрытием–колodka (контртело–чугун СЧ-20 и сталь 40X, $P = 10$ МПа, $v = 1$ м/с, масло HC20, 30 капель/мин). Установлено, что технология электродугового напыления существенно влияет на интенсивность изнашивания покрытий их порошковой проволоки на основе Fe–Cr–C марки ПП-АН202-S. Значения интенсивности изнашивания покрытий, нанесенных сверхзвуковым электродуговым напылением с помощью электродугового металлатора PLAZER15-SA-EM, составляют 3,1 мкм/км, в то время как этот показатель для покрытий, нанесенных с помощью модернизированного электродугового металлатора ЭМ-14 составляет 4,3 мкм/км, а для серийного металлатора ЭМ-14 7,8 мкм/км. Применение технологии сверхзвукового электродугового напыления позволяет повысить износостойкость покрытий более, чем в 2,5 раза. Вместе с тем все исследуемые покрытия пре-

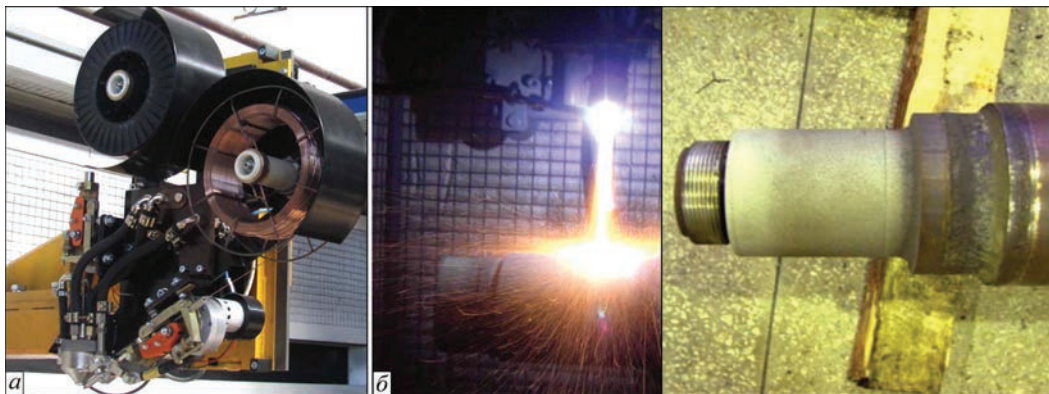


Рис. 7. Внешний вид блока машинного сверхзвукового металлатора PLAZER15-SAEM установки PLAZER15-SA (а), процесс напыления с его помощью износостойких покрытий из порошковых проволок на основе Fe–Cr–C на шейки осей колесных пар железнодорожного транспорта (б)

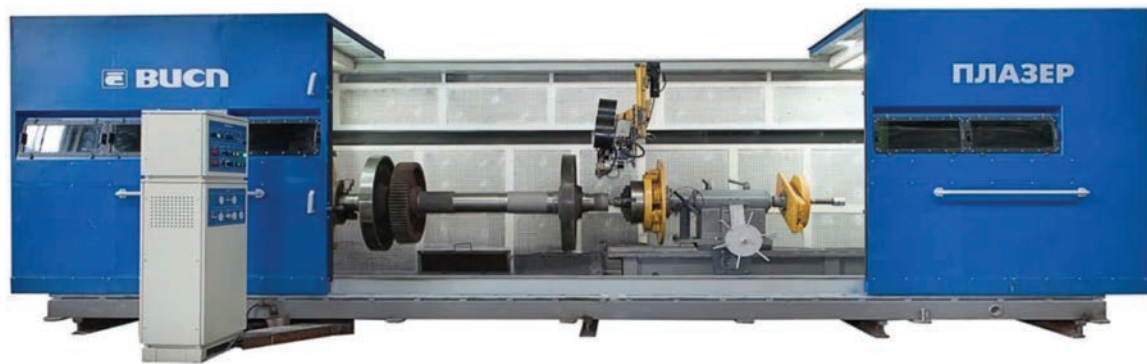


Рис. 8. Внешний вид технологического комплекса для сверхзвукового электродугового напыления износостойких покрытий на шейки осей колесных пар в локомотивном депо г. Коростень (Украина)

восходят по износостойкости сталь 20, значения износа которой составляют около 10 мкм/км.

Базируясь на технологических исследованиях и опыте сверхзвуковой электродуговой металлизации, разработанная технология и порошковая проволока на основе Fe–Cr–C марки ПП-АН202-S применялись для восстановления тяжело нагруженных коленвалов локомотивных дизелей 12VFE 17/24 поездов Д1 венгерского производства. С применением усовершенствованного сверхзвукового электродугового металлизатора PLAZER15-SA-EM (рис. 7, а) в 2012–2013 гг. проведена модернизация технологического участка для электродугового напыления коленвалов локомотивных дизелей 12VFE 17/24 в локомотивном депо г. Илловайск.

В результате эксплуатации восстановленных локомотивных коленчатых валов данных марок установлено, что какие-либо технические дефекты покрытия и валов не зафиксированы, а срок службы восстановленных шеек коленвалов больше новых в два раза. Важным является то обстоятельство, что в экстремальных и аварийных ситуациях (прекращение подачи масла, наличие абразивных частиц) покрытие проявляет большую живучесть в сравнении с основным материалом коленвала.

Также на основе данной разработки в 2013 г. в локомотивном депо Коростень организован технологический участок сверхзвукового электродугового напыления осей колесных пар железнодорожного транспорта (рис. 8). Показано, что применение разработанной технологии и оборудования сверхзвукового электродугового напыления покрытий на шейки и подступичные части осей колесных пар грузовых вагонов, одновременно с применением для напыления экономнолегированной порошковой проволоки на основе Fe–Cr–C марки ПП-АН202-S позволяет получать большую поверхностную твердость и большую глубину упрочненного слоя по сравнению с требованиями нормативной документации.

В качестве резюме следует отметить:

1. Повышение качества износостойких покрытий для ответственных деталей подвижного состава железнодорожного транспорта путем применения разработанной технологии сверхзвукового электродугового напыления достигнуто за счет следующих новых технических решений:

– применение усовершенствованной конструкции сверхзвукового электродугового металлизатора PLAZER15-SA-EM, реализующей гибридный процесс, в котором сочетается электродуговое напыление со сверхзвуковым газопламенным напылением с формированием единого сверхзвукового высокотемпературного потока газа и обдува стабилизированной электрической дуги этими горячими продуктами сгорания природного газа;

– применение специальной порошковой проволоки на основе системы Fe–Cr–C марки ПП-АН202-S, разработанной для сверхзвукового электродугового напыления, с системой легирования, обеспечивающей формирование напыленного покрытия по составу, близкому к хромистым сталям с содержанием 1...2 % С и 4...10 % Cr, которые характеризуются склонностью к закаливанию из жидкого состояния. При этом данные порошковые проволоки включают добавки, реализующие ряд эффектов, и обеспечивающие повышение прочности сцепления напыленных покрытий с основой, а именно:

– повышение температуры распыляемых частиц за счет алюмотермических реакций, которые обеспечиваются путем введения добавок смеси гематита и алюминия ($\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Al} = \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Fe} + \text{Q}$). В результате такой реакции повышается температура напыляемых частиц, а в покрытии образуются упрочняющая фаза оксида алюминия;

– восстановление окислов железа, образующихся в процессе расплавления и диспергации оболочки и шихты порошковой проволоки путем введения в шихту алюмосодержащих добавок и лигатур с мишметаллами, с протеканием экзотермических реакций;

– повышение температуры дуги и уменьшение размера столба дуги за счет введения оптималь-

ных количеств добавок галогенидов щелочных металлов.

2. Покрытия, полученные по разработанной технологии сверхзвукового электродугового напыления с применением порошковой проволоки на основе системы Fe–Cr–C марки ПП-АН202-S имеют структуру с содержанием аустенита до 80 мас. %. Упрочнение покрытий обеспечивается формированием пересыщенного твердого раствора железа с повышенным содержанием хрома до 20,5 мас. % и алюминия до 6,2 мас. %.

Микротвердость покрытия превышает примерно на 30...50 % микротвердость электродуговых покрытий из этой же проволоки, полученных по традиционной дозвуковой технологии, в 2...3 раза уменьшается окисление напыляемого материала, пористость снижается в 3...5 раз. Прочность сцепления стальных покрытий из стальной основы по сравнению с серийными металлаторами увеличивается с 25...30 до 80 МПа, пористость покрытий снижается с 15...20 до 0,5...3,0 %, окисляемость материала покрытия снижается в 2 раза. Также технология сверхзвукового электродугового напыления, по сравнению с традиционными методами ЭДМ, позволяет повысить износостойкость покрытий более, чем в 2,5 раза.

3. Разработанная технология, оборудование и материалы использованы для повышения качества покрытий для восстановления ответственных деталей подвижного состава железнодорожного транспорта при модернизации технологического участка электродугового напыления коленвалов локомотивных дизелей 12VFE 17/24 в локомотивном депо г. Илловайск в 2012–2013 гг., а также при организации технологического участка сверхзвукового электродугового напыления осей колесных пар железнодорожного транспорта в локомотивном депо г. Коростень в 2013 г.

Работа выполнялась при поддержке Программы иностранных экспертов КНР № WQ20124400119 (Chinese Program of Foreign Experts № WQ20124400119), Программы инновационной группы провинции Гуандун, КНР № 201101C0104901263 (Guangdong Innovative

Research Team Program No.201101C0104901263, China), проекта Гуандунской ключевой лаборатории современной технологии сварки № 2012A061400011, КНР (Project of Guangdong Provincial Key Laboratory № 2012A061400011, China).

1. Восстановление шеек осей колесных пар напылением / В. П. Кузьмин, М. М. Бердин, Е. С. Кулешов [и др.] // Железнодорожный транспорт. – 2002. – № 1. – С. 46–49.
2. Кузьмин В. П. Восстановление шеек осей колесных вагонных пар электродуговой металллизацией / В. П. Кузьмин // Вестник ВНИИЖТ. – 2001. – № 1. – С. 46.
3. Новая технология «Плазер» реновации деталей для железных дорог / В. Н. Коржик, И. В. Кривцун, С. В. Петров [и др.] // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2009. – № 1. – С. 20–22.
4. Технология и оборудование для плазменно-дугового напыления для восстановления ответственных деталей железнодорожного транспорта / В. Н. Коржик, М. Ю. Харламов, С. В. Петров [и др.] // Вестник Восточноукр. национ. ун-та им. В. Даля. – 2001. – № 14. – С. 76–84.
5. Продление срока службы осей РУ1 и РУ1Ш колесных пар грузовых вагонов, восстановленных методом плазменно-дуговой металллизации шеек и подступных частей / В. И. Зеленин, П. В. Кавуненко, В. В. Тисенко [и др.] // Автоматическая сварка. – 2019. – № 9. – С. 39–43.
6. Структура и триботехнические характеристики покрытий, полученных электродуговой металллизацией с использованием порошковых проволок / В. И. Похмурский, М. М. Студент, В. М. Довгуньк [и др.] // Автоматическая сварка. – 2003. – № 8. – С. 13–17.
7. Борисов Ю. С.. Использование сверхзвуковых струй в технологии газотермического напыления / Ю. С. Борисов, С. В. Петров // Автоматическая сварка. – 1995. – № 1. – С. 41–44.
8. Технологические особенности методов сверхзвукового газотермического напыления (Обзор) / В. А. Фролов, В. А. Поклад, Б. В. Рябенко [и др.] // Сварочное производство. – 2006. – № 11. – С. 38–47.
9. Петров С. В. Плазменное газоздушное напыление / С. В. Петров, И. Н. Карп. – К.: Наука думка, 1993. – 495 с.
10. Петров С. В. Установка электродугового сверхзвукового напыления PLAZER15-SA // С. В. Петров, И. Н. Карп // Сварщик. – 2011. – № 1. – С. 17–21.
11. Роянов В. А. Теоретические основы создания и промышленное освоение экономнолегированных порошковых проволок для электродугового напыления износостойких покрытий с улучшенными эксплуатационными свойствами: автореф. дис. на соискание ученой степени д-ра техн. наук / В. А. Роянов. – Минск, БПИ. – 38 с.
12. Особенности структуры покрытий из порошковой проволоки системы Fe–Cr–Al, полученных в условиях сверхзвуковой электродуговой металллизации / В. Н. Коржик, А. Л. Борисова, Г. Н. Гордань [и др.] // Автоматическая сварка. – 2014. – № 2. – С. 33–38.

Поступила в редакцию 22.12.2015

IX конференция «Сварка и термическая обработка живых тканей. Теория. Практика. Перспективы.

25–26 ноября 2016 г.

г. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

E-mail: office@paton.kiev.ua; тел.: (044) 205-20-06, 205-17-10

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ В УСЛОВИЯХ ГИДРОАБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ

Б. В. СТЕФАНИВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Увеличение ресурса эксплуатации буровых долот с защитными покрытиями, работающих в условиях абразивного, эрозионного, коррозионного изнашивания, является актуальной проблемой в Украине. Цель данной работы — исследование износостойкости защитных покрытий в условиях гидроабразивного износа. Исследована износостойкость защитных покрытий с карбидами вольфрама TeroCote 7888T, Diamax M, релит «ЛЗ-11-7», наплавленных дуговым способом на сталь 45 в условиях гидроабразивного износа. Установлено, что износостойкость композиционных сплавов релита «ЛЗ-11-7» и Diamax M, состоящих из армирующих частиц (плавленных сферических и дробленых карбидов вольфрама) на Fe-основе носит избирательный характер и несущественно зависит от свойств и твердости матрицы. Применение композиционного сплава TeroCote 7888T (колотый карбид вольфрама) на Ni-основе обеспечивает эффективную защиту в условиях гидроабразивного износа. При комнатной температуре износостойкость защитного покрытия TeroCote7888T превосходит износостойкость релита «ЛЗ-11-7» и Diamax M в 1,5 и 2,0 раза соответственно. Этот сплав дает возможность увеличить срок службы защитных покрытий восстановленных дефектных участков корпусов буровых долот, которые работают в тяжелых условиях коррозионно-абразивного изнашивания. Библиогр. 10, табл. 3, рис. 5.

Ключевые слова: наплавка, наплавочные материалы, карбиды вольфрама, структура, прочность, износостойкость, композиционные сплавы, твердость, релит.

В последние десятилетия при бурении газовых и нефтяных скважин широкое применение получили стальные долота с защитными покрытиями рабочих органов. Проведенный анализ отработанных буровых долот с защитными покрытиями показал, что чаще всего при бурении происходит износ резцов, посадочных гнезд и реже узлов промывочных каналов корпусов буровых долот [1–4]. Особое внимание было уделено износу посадочных гнезд под резцы, так как при бурении основная нагрузка ложится на резцы. При механическом взаимодействии с горной породой разрушаются не только резцы, но и посадочные гнезда. Износостойкие покрытия предохраняют износ посадочных гнезд лопастей и узлов промывочных каналов корпусов буровых долот от гидроабразивного и коррозионного износа.

Увеличение ресурса эксплуатации бурового инструмента, работающего в условиях гидроабразивного износа и ударной нагрузки, является актуальной проблемой в Украине. На данный момент существуют методы восстановления только изношенных резцов буровых долот. Для восстановления изношенных защитных покрытий посадочных гнезд рабочих органов необходимо реставрировать геометрию отверстия основного металла, то есть нанести промежуточный слой основного металла и после этого — слой защитного твердосплавного покрытия различными методами. Ведущие западные фирмы давно используют из-

носостойкие покрытия различного функционального назначения в своей продукции [5–9].

Главной задачей данной работы является исследование износостойкости защитных покрытий в условиях гидроабразивного износа.

Наплавочные композиционные сплавы, состоящие из армирующих частиц WC и матрицы отличаются высокой износостойкостью в условиях абразивного, эрозионного, коррозионного изнашивания. Характерной особенностью процесса изнашивания таких сплавов является поэтапный износ отдельных компонентов композиции. При этом наблюдается так называемый «теневой эффект», когда выступающие более износостойкие армирующие частицы берут на себя основную нагрузку от разрушающих сил, предохраняя матрицу сплава от изнашивания.

Защитное покрытие представляет собой поверхностный слой рабочего органа бурового долота, целенаправленно создаваемый воздействием окружающей среды на поверхность материала долота, и характеризуется конечной толщиной, а также химическим составом и структурно-фазовым состоянием, отличным от аналогичных характеристик материала основного металла. Существующие способы нанесения покрытий на основной металл можно классифицировать: по методу получения — механические, физические, химические, электрофизические; по способам технологического процесса — гальванические, вакуумные, наплавки; по их функциональному на-

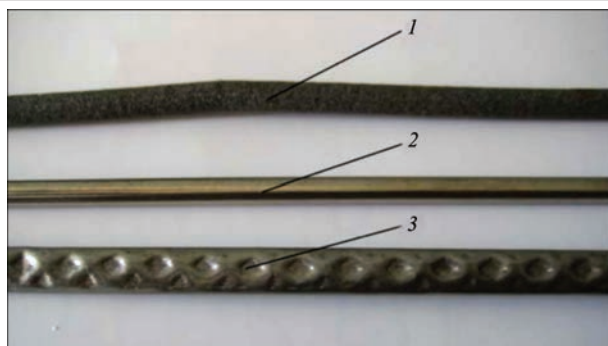


Рис. 1. Внешний вид наплавочных материалов: 1 — TeroCote 7888T (Castolin) на основе никеля; 2 — Diamax M (Castolin) на основе железа; 3 — релит «ЛЗ-11-7» (Украина) на основе железа

значению — износостойкие, коррозионностойкие, жаростойкие и другие.

Основываясь на результатах исследований технологии ремонта буровых долот [2–4], были проведены работы по выбору метода нанесения защитных покрытий на изношенные участки рабочих органов корпусов. Для осуществления данной задачи были исследованы свойства существующих износостойких материалов и технология реставрации, которая бы обеспечивала все физико-химические свойства основного металла корпуса стального долота.

Для исследования износостойкости защитных покрытий в условиях гидроабразивного износа были выбраны композиционные материалы, содержащие карбиды вольфрама на разной основе (рис. 1).

Исследование наплавов, выбранными износостойкими материалами, производили на опытных образцах, изготовленных из стали 45 толщиной 20 мм (рис. 2). В качестве способа наплавки была выбрана ручная дуговая сварка неплавящимся вольфрамовым электродом в защитном газе — техническом аргоне.

Замеры твердости *HRC* на поверхности наплавки осуществляли универсальным прибором TP5006. В результате было установлено, что твердость наплавленных слоев при наплавке на

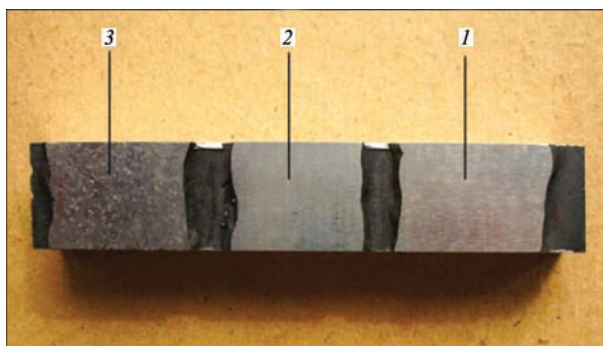


Рис. 2. Макроструктура образца с защитными покрытиями, нанесенными наплавочными материалами: 1 — TeroCote 7888T; 2 — Diamax M; 3 — релит «ЛЗ-11-7»

сталь 45 (эталон) с использованием присадочных материалов Diamax M и релита «ЛЗ-11-7» в среднем на 15...20 %, выше, чем при использовании TeroCote 7888T (табл. 1). Металлографические исследования наплавленных образцов проводили с помощью оптического микроскопа Неофот-32 (рис. 3). В покрытиях на никелевой основе (TeroCote 7888T) и железной основе (Diamax M и релит «ЛЗ-11-7»), наблюдается присутствие в матрице армирующих частиц WC. При этом армирующие частицы хаотично расположены по сечению наплавленного валика. Такая неоднородность распределения частиц карбида вольфрама по сечению наплавленного валика обуславливает изменение твердости по глубине слоя и может влиять на стойкость покрытия к гидроабразивному изнашиванию. В работах [2–4] показано, что более перспективным является композиционный износостойкий материал TeroCote 7888T, содержащий ультратвердые карбиды вольфрама в твердой матрице сплава никель-хром, которая поглощает ударные нагрузки и улучшает сопротивление абразивному износу и коррозии, а разномерные частицы колотого профиля карбидов вольфрама затрудняют вырыв их из матрицы.

Стойкость наплавленного покрытия к гидроабразивному износу определяли на машине НК-М [10]. Достоверность результатов испытания для каждого композиционного материала оценива-

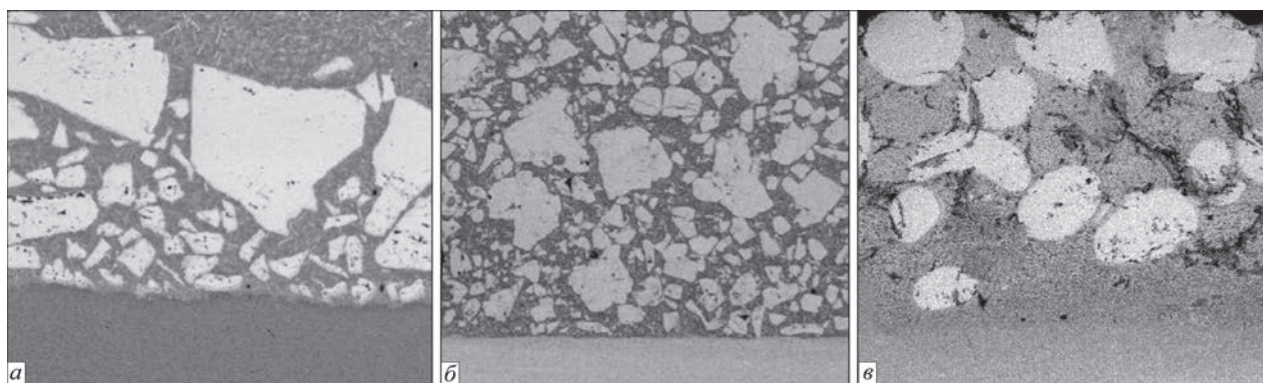


Рис. 3. Микроструктура ($\times 100$) металла покрытий, полученных с использованием присадочных материалов: а — TeroCote 7888T; б — Diamax M; в — релит «ЛЗ-11-7»

Таблица 1. Химический состав и твердость наплавленных слоев на сталь 45

Материалы для наплавки	Тип гранул карбида вольфрама	Химический состав, мас. %							Твердость HRC (средняя)
		C	Ni	Cr	Fe	Si	W	Mn	
TeroCote 7888T	Колотый	9,31	33,49	3,62	1,15	–	50,38	–	48,3
Diamax M	Дробленый	13,19	–	–	27,60	–	58,32	0,89	57
Релит «ЛЗ-11-7»	Сферический	11,98	–	0,14	21,23	–	65,33	1,32	58,8
Эталон	сталь 45	0,42...0,5	0,25	0,25	97	0,17...0,37	–	0,5...0,8	30,0

Таблица 2. Химический состав, твердость и износ наплавленных слоев (L = 250 м)

Номер образца	Материалы для наплавки	Способ наплавки	Твердость матрицы HRC	Масса образцов, г		
				до	после	разница
Эталон 1	сталь 45	–	30	12,82	12,51	0,31
1.1	TeroCote 7888T (Castolin)	Дуговая	45	14,26	14,23	0,03
1.2		Дуговая	50	13,95	13,91	0,04
1.3		Дуговая	50	14,32	14,28	0,04
Эталон 2	сталь 45	–	30	12,90	12,59	0,31
2.1	Diamax M (Castolin)	Дуговая	56	14,36	14,26	0,10
2.2		Дуговая	59,5	14,28	14,20	0,08
2.3		Дуговая	55,5	14,22	14,08	0,14
Эталон 3	сталь 45	–	30	12,86	12,56	0,30
3.1	Релит «ЛЗ-11-7»	Дуговая	55	14,25	14,20	0,05
3.2		Дуговая	60	14,23	14,16	0,07
3.3		Дуговая	61,5	14,05	13,98	0,07

ли на трех образцах. Абразивом служил кварцевый песок грануляции 0,05...0,50 мм. В качестве образцов использовали пластины размером 20×16×6 мм, которые изготавливали следующим образом. На пластину размером 22×20×100 мм (см. рис. 2) наносили износостойкие материалы на основе никеля и железа с карбидами вольфрама дуговой наплавкой. Толщина наплавленных слоев составляла 5...7 мм. После наплавки эрозийным способом вырезали образцы размерами 21×17×7 мм.

Каждый образец методом шлифования доводили до необходимого размера 20×16×6 мм, толщина наплавленного слоя составила 3 мм. Износ образца оценивали по потере его массы (рис. 4, табл. 2). Взвешивание проводили на электронных весах OHAUS с точностью измерения 0,01 г. При этом удельная нагрузка на образец составляла 0,5 МПа, скорость трения 0,58 м/с, путь трения — 250 м.

Износостойкость композиционных сплавов при гидроабразивном изнашивании оценивается

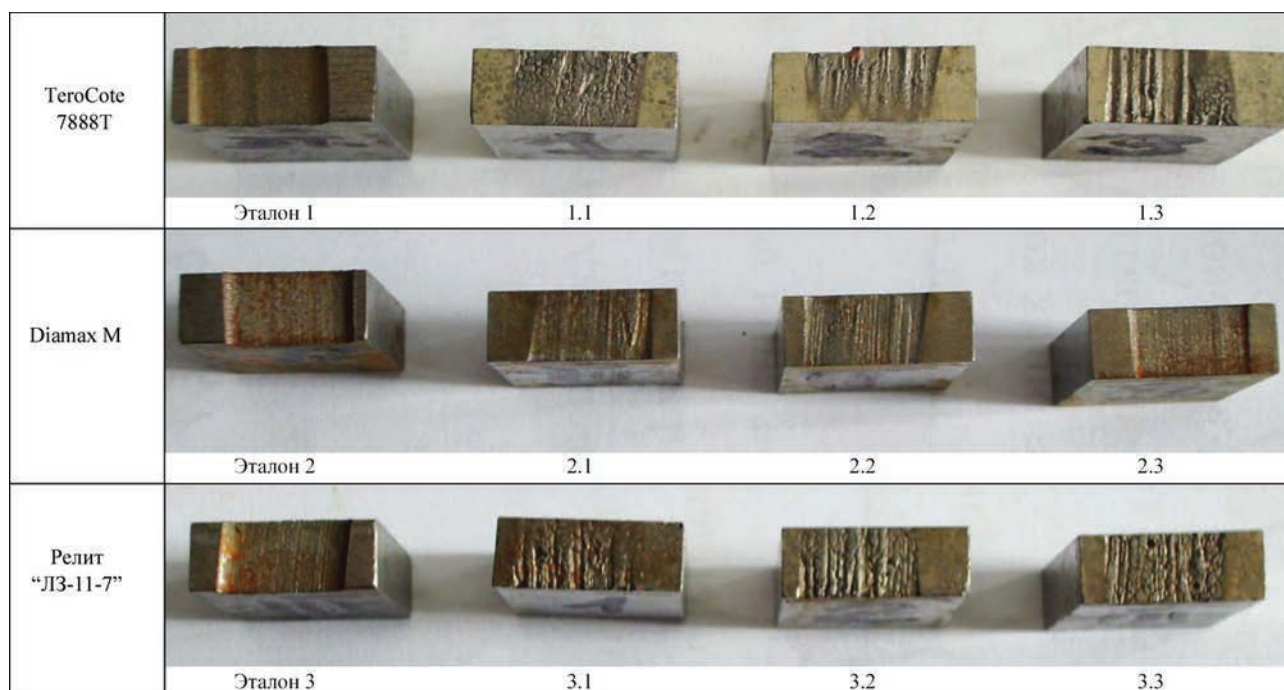


Рис. 4. Внешний вид образцов, наплавленных различными композиционными материалами, после испытаний на гидроабразивный износ (путь трения — 250 м)

Таблица 3. Химический состав, твердость и износ наплавленных слоев ($L = 1250$ м)

Номер образца	Материалы для наплавки (припой)	Способ наплавки	Твердость матрицы HRC	Масса образцов, г		
				до	после	разница
Эталон 1	сталь 45	–	30	12,20	10,7	1,5
1.1	TeroCote 7888T (Castolin)	Дуговая	45	12,07	11,85	0,22
1.2		Дуговая	50	13,57	13,39	0,18
1.3		Дуговая	50	13,95	13,70	0,25
Эталон 2	сталь 45	–	30	12,18	11,3	1,5
2.1	Diamax M (Castolin)	Дуговая	56	13,93	13,53	0,4
2.2		Дуговая	59,5	13,84	13,29	0,55
2.3		Дуговая	55,5	13,87	13,56	0,31
Эталон 3	сталь 45	–	30	12,15	10,66	1,49
3.1	Релит «ЛЗ-11-7»	Дуговая	55	13,64	13,35	0,29
3.2		Дуговая	60	13,85	13,64	0,21
3.3		Дуговая	61,5	13,69	13,20	0,49

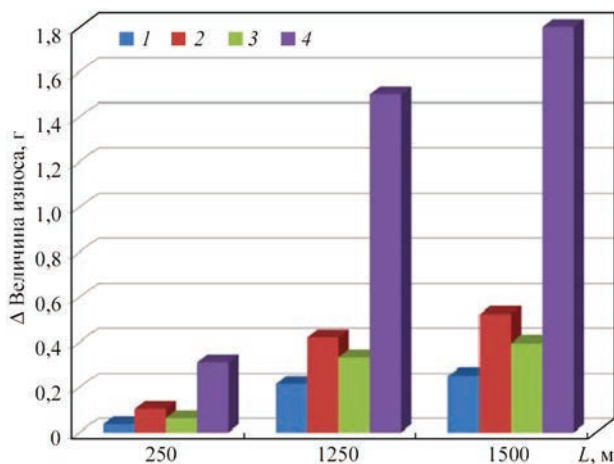


Рис. 5. Износ наплавленного слоя из композиционных материалов и стали 45: 1 — TeroCote 7888T; 2 — Diamax M; 3 — Релит «ЛЗ-11-7»; 4 — сталь 45

потерей массы наплавленного слоя от пути трения. Первоначально изнашивается матрица, оголяя карбиды вольфрама, которые в свою очередь существенно замедляют износ защитного покрытия. И в дальнейшем после износа карбидов вольфрама цикл повторяется (рис. 4, табл. 2). При увеличении пути изнашивания ($L = 1250$ м) характер износа наплавленного слоя для всех композиционных материалов приближается к линейной зависимости (табл. 3).

На рис. 5 приведены средние величины износа наплавленного слоя композиционных сплавов при гидроабразивном изнашивании в зависимости от пути трения.

Выводы

1. В результате исследований установлено, что сопротивление гидроабразивному износу защитного покрытия TeroCote7888T с колотыми частицами

карбида вольфрама превышает износостойкость релита «ЛЗ-11-7» (сферические гранулы карбида вольфрама) и Diamax M (дробленые частицы карбида вольфрама) в 1,5 и 2 раза соответственно.

2. Композиционный материал Castolin TeroCote 7888T наиболее перспективен для нанесения защитных покрытий на рабочие органы стальных буровых долот. Защитные покрытия на основе этого сплава позволяют увеличить эксплуатационный ресурс бурового инструмента при бурении газовых и нефтяных скважин.

1. Особенности технологий ремонта буровых долот с алмазно-твердосплавными резами / В. Ф. Хорунов, Б. В. Стефанив, О. М. Сабадаш [и др.] // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Збір. наук. статей за результатами, отриманими в 2010-2012 рр. – К.: ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАНУ, 2012. – С. 488–493.
2. Особенности восстановления поврежденного промывочного канала стального бурового долота / Б. В. Стефанив, В. Ф. Хорунов, О. М. Сабадаш [и др.] // Автоматическая сварка. – 2014. – № 11. – С. 54–58.
3. Особенности реставрации рабочих органов матричных корпусов буровых долот / Б. В. Стефанив, В. Ф. Хорунов, О. М. Сабадаш и др. // Автоматическая сварка. – 2015. – № 8. – С. 51–54.
4. Особенности технологии ремонта изношенных рабочих органов стальных и матричных корпусов буровых долот / Б. В. Стефанив, В. Ф. Хорунов, О. М. Сабадаш [и др.] // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Збір. наук. статей за результатами, отриманими в 2013-2015 рр. – К.: ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАНУ, 2015. – С. 688–696.
5. Материалы компании Postalloy (США) для наплавки защитных покрытий [Электронный ресурс] Режим доступа: <http://www.postle.com>. С. 9.
6. Материалы для пайки и наплавки TeroCote[®] [Электронный ресурс] Режим доступа: <http://www.castolin.com.ua>.
7. Наплавочные материалы БАТ-Сервис [Электронный ресурс] Режим доступа: <http://www.b-trans.com.ua/qw/id/79>.
8. Материалы для наплавки и напыления [Электронный ресурс] Режим доступа: <http://www.kennametal.com/stellite>.
9. Сплав релит наплавочный типа «ЛЗ»: [Электронный ресурс] Режим доступа: <http://www.resourse@aranei.com>
10. Юзвенко Ю. А. Абразивный износ композиционных сплавов / Ю. А. Юзвенко, А. П. Жудра, Е. И. Фруммин // Автоматическая сварка. –1973. – № 7. – С. 62–63.

Поступила в редакцию 12.04.2016

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСОВ ТОКА НА АКТИВАЦИЮ СВАРИВАЕМЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПЛАСТИН ИЗ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ (СТАЛЬ 20 + МЕДЬ М1)

Л. И. МАРКАШОВА¹, Н. А. ОНАЦКАЯ², Л. Ю. ДЕМИДЕНКО²

¹ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Ин-т импульсных процессов и технологий НАН Украины. 54018, г. Николаев, просп. Октябрьский, 43-А.

E-mail: iipt@iipt.com.ua

Представлены результаты разработки технологического процесса сварки пластин разнородных металлов сталь 20 + медь М1 в условиях пропускания импульсов тока большой плотности. В качестве активации сварочных процессов использован генератор импульсных токов ГИТ-50, разработанный в Институте импульсных процессов и технологий НАН Украины. С использованием комплексного метода исследований установлено, что на контактной поверхности взаимодействия, имеющей макроскопические размеры, протекают различные стадии процесса образования сварного соединения, что обусловлено неоднородностью реальных поверхностей твердых тел даже при высоком классе их обработки. Результаты исследования тонкой структуры стальной поверхности свидетельствуют о том, что обработка импульсами большой плотности предварительно сжатых пластин приводит к значительной активности дислокационных преобразований, существенно влияющих на развитие третьей стадии процесса сварки в твердом состоянии, т.е. стадии объемного взаимодействия. Библиогр. 7, рис. 2.

Ключевые слова: сварные соединения, разнородные материалы, импульсы тока большой плотности, зона контакта, электронная микроскопия, дислокационная структура, активация контактной поверхности

В различных изделиях современной техники в последнее время широко используются биметаллические соединения, т.е. соединения, состоящие из разнородных по своим свойствам металлов и сплавов [1, 2]. Это позволяет наиболее полно использовать специфические свойства каждого из них, а также снижать расход дорогих и дефицитных металлов и получать изделия с высокими эксплуатационными свойствами. А поскольку большинство сочетаний разнородных металлов и сплавов характеризуется существенными различиями физико-химических свойств, то понятно, что такого типа различия будут приводить и к значительным затруднениям при получении их качественных сварных соединений, особенно в условиях сварки плавлением. Поэтому для выполнения такого типа разнородных соединений используют различные способы сварки давлением.

Необходимым условием образования сварного соединения для любых способов сварки давлением является пластическая деформация свариваемых материалов [3, 4]. Однако в некоторых случаях процессы пластической деформации оказываются заторможенными ввиду высокого сопротивления соответствующего материала деформированию. Тогда применяют специальные методы, интенсифицирующие дальнейшее течение деформации. Одним из таких методов, нашедшим при-

менение в промышленности, является воздействие на деформируемый металл импульсным током большой ($\sim 10^9$ А/м²) плотности [5]. Ранее нами было получено подтверждение активирующего действия импульсов тока на пластическую деформацию предварительно сжатых пластин однородных материалов (таких как сталь 20 + сталь 20) под действием импульсов тока большой плотности при сварке давлением [6]. Однако в настоящее время в научно-технической литературе отсутствует информация о процессах, происходящих в приконтактных зонах металла соединяемых пластин из разнородных материалов при таком воздействии.

Цель настоящей работы: исследование влияния импульсов тока большой плотности на процессы, способствующие активации контактных поверхностей разнородных металлов сталь 20 + медь М1 при их соединении в твердом состоянии.

Материалы и методика проведения исследований. В качестве модельных образцов использовали пластины размером 170×12×2,5 мм, причем зона сварки, равная длине $l \approx 22$ мм, выбиралась посередине образца.

Подготовка контактной поверхности медной пластины заключалась в ее шлифовании до высоты гребешков (выступов шероховатости) от ~ 8 до ~ 10 мкм. Высота гребешков поверхности бо-

лее жесткой стальной пластины после полирования — от ~ 2 до ~ 3 мкм. Различие по высоте рельефа свариваемых поверхностей обусловлено тем, что при сварке разнородных материалов образование физического контакта происходит, как правило, в результате микропластической деформации более мягкого материала [4]. После очистки поверхностей обеих пластин (обезжиривание ацетоном) пластическую деформацию микровыступов контактных поверхностей осуществляли в специальном устройстве до давления 50 МПа, затем по стальной пластине вдоль зоны контакта пропустили импульсный ток плотностью от 10^9 до 10^{10} А/м² при длительности импульсов $\tau \geq 2 \cdot 10^{-4}$ с [7].

Исследования процессов активации соединяемых поверхностей при сварке сжатых пластин разнородных материалов с использованием импульсов тока большой плотности проведены с применением комплекса аналитических методов анализа физических процессов, протекающих в зоне контакта свариваемых поверхностей. Для изучения особенностей изменений дислокационной структуры в приповерхностных слоях металла в зоне контакта применили метод просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии установкой JEM-200 CX фирмы «JEOL», Япония. При этом образцы для исследования подготавливали методами специального утонения ионизированными пучками аргона, что позволяет получать реальную картину характера распределения плотности дислокаций, дислокационных конфигураций и особенностей формирования различного типа субструктуры в локальных зонах свариваемых металлов. При этом в качестве объекта исследований служили темплеты стальной пластины, вырезанные из центральной части контактной зоны, где была зафиксирована максимальная площадь смятия рельефа поверхности. Эталоном служила пластина из стали 20 в исходном состоянии. При сварке давлением разнородных металлов, имеющих неодинакое сопротивление деформации, процесс схватывания лимитируется активацией контактной поверхности более твердого металла [4], поэтому особенности изменения дислокационной структуры в приповерхностных слоях деформированного металла после отмеченного выше технологического воздействия исследовали в зоне контакта со стороны указанного типа металла, а именно стали 20.

Результаты эксперимента. Исследования тонкой структуры приповерхностных слоев пластины из стали 20 в исходном состоянии показали, что анализируемая структура характеризуется общей минимальной объемной плотностью дислокаций ρ , составляющей от $\sim 10^8$ до $\sim 2 \cdot 10^9$ см⁻²; сравнительно равномерной структурой межзеренных

границ; стабильными размерами порядка от 0,65 до 1 мкм (рис. 1, а) субструктурных элементов (субзерен и ячеек), а также четко направленными цементитными пластинами без признаков деформации (рис. 1, б).

После обработки сжатых пластин импульсами тока структура приповерхностных слоев пластин из стали 20 приобретает явные признаки деформации, а именно:

- вдоль исследуемой поверхности зафиксирована достаточно высокая плотность дислокаций от $\sim 10^{10}$ до $\sim 10^{11}$ см⁻², которая выше плотности дислокаций поверхности металла в исходном состоянии почти на два порядка;

- структура отдельных зерен в значительной степени фрагментируется с формированием четко выраженных границ фрагментов (на рис. 2, а зафиксированы внутризеренные фрагменты размерами от $\sim 1,2$ до $\sim 1,5$ мкм);

- происходит дробление (разрушение) цементитных пластин — подобный эффект, как правило, имеет место после холодной обработки металла (рис. 2, б);

- четко проявляются детали структуры зон смятия гребешков рельефа, которые представляют собой слоистое строение, включающее систему полос сдвига (деформации) (рис. 2, в), формирующиеся в результате осадки выступов шероховатости в процессе деформирования. Появление полос сдвига (искривление полос скольжения) различной ширины от 2 до 4 мкм обуславливается особенностями конфигураций дислокаций — их скоплением в соседних полосах скольжения. Зафиксированная длина полос сдвига $\gg 8$ мкм;

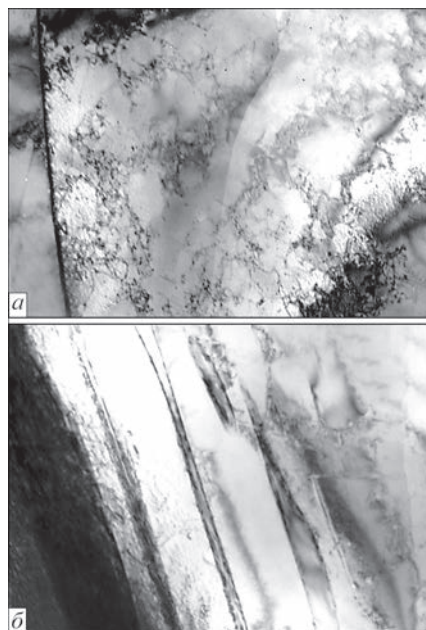


Рис. 1. Дислокационная структура приповерхностных слоев пластины из стали 20 в исходном состоянии: а — ненапряженная межзеренная граница и ячеистая структура ($\times 20000$); б — недеформированные цементитные пластины ($\times 30000$)

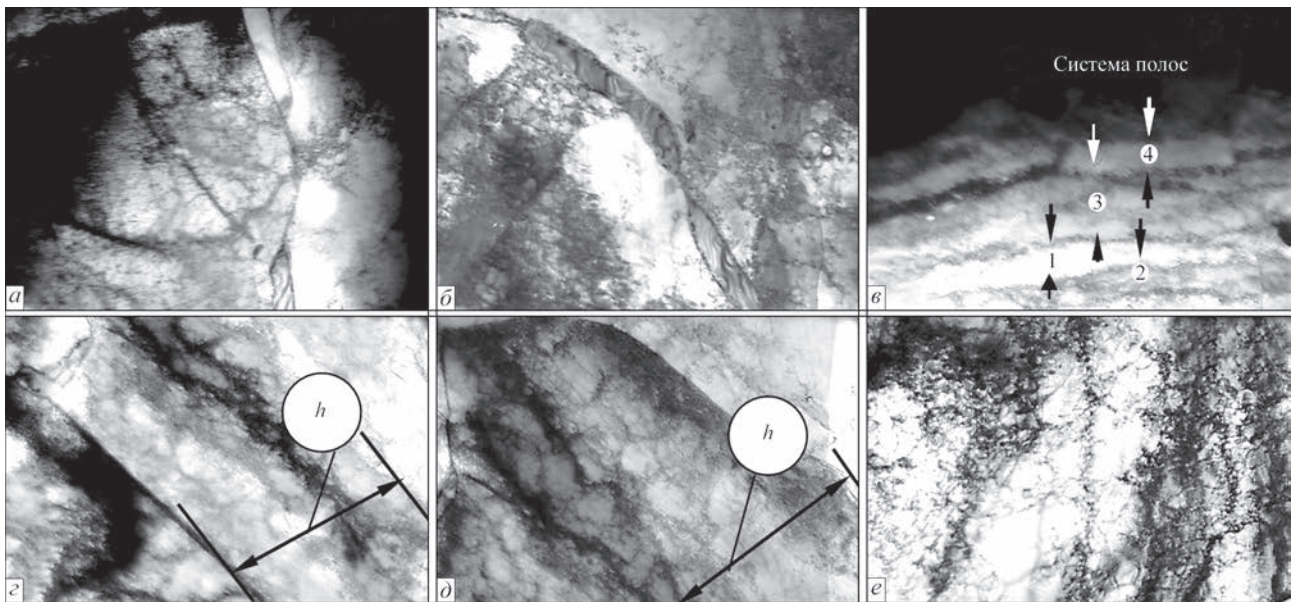


Рис. 2. Дислокационная структура приповерхностных слоев пластины из стали 20 после технологического воздействия: *a* — фрагментация зерна ($\times 15000$); *b* — раздробленная цементитная пластина ($\times 15000$); *в* — система полос сдвига *h* 1–4 ($\times 10000$); *г* — формирование блоков в полосе сдвига ($\times 10000$); *д* — фрагментация структуры с образованием клубково-ячеистой структуры в полосе сдвига; *е* — структура слоев сдвига при смятии гребня шероховатости ($\times 20000$)

– внутри отдельных полос сдвига также наблюдается фрагментация структуры, связанная с активно протекающими (параллельно с процессами пластической деформации) процессами релаксации. На рис. 2, *г* релаксация проявляется в виде формирования блоков (почти совершенных областей с дискретной взаимной разориентировкой) размерами от 0,6 до 1,2 мкм в полосе сдвига *h* от 3,3 до 3,5 мкм. На рис. 2, *д* представлена фрагментация структуры в полосе сдвига размером от 1 до 3,7 мкм, сопровождающаяся образованием клубково-ячеистых структур с плотностью дислокаций $\approx 8,6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Следует отметить, что кроме системы полос сдвига в структуре смятых гребешков шероховатости наблюдаются также впадины различной глубины, для которых характерна и более низкая плотность дислокаций, соответствующая по величине плотности дислокаций в недеформированном металле. Эти зоны являются областями, где физический контакт еще не образовался, в результате чего в соответствующих участках соединения остаются поры, дальнейшее зарастание которых возможно диффузионным путем при последующем нагреве. На рис. 2, *е* показана структура слоев сдвига при смятии гребня шероховатости, где структура впадины шероховатости (светлая область — потенциальные поры) представляет собой субзерна с размерами $d_c \sim 0,75 \text{ мкм}$ и ячейки размерами $d_{\text{яч}}$ от 0,13 до 0,2 мкм с минимальной плотностью дислокаций. В зоне же деформации гребня шероховатости (темная область — зоны деформации) зафиксирована весьма высокая плотность дислокаций — примерно 10^{11} см^{-2} .

Анализ полученных результатов исследования тонкой структуры приповерхностных слоев стальной пластины после обработки предварительно сжатых пластин импульсами тока свидетельствует о том, что в результате технологического воздействия отдельные микроучастки (гребни шероховатости) являются зонами с высокой степенью деформации, для которых характерны дислокационные преобразования следующих типов:

– увеличение в этой области более чем на порядок значений плотности дислокаций, что свидетельствует о значительном увеличении уровня внутренних напряжений в локальной зоне деформации;

– отмечается неравномерность распределения плотности дислокаций в зоне локализации поверхностной деформации стали 20;

– формирование полос сдвига (деформации) в результате осадки гребешков шероховатости в процессе деформирования поверхностных слоев стали обусловлено нарастанием дислокационных скоплений в соседних плоскостях скольжения;

– значительная фрагментация структуры внутри полос деформации, сопровождающаяся образованием клубково-ячеистых структур, свидетельствует о резкой активации дислокационных взаимодействий и активном преобразовании тонкой структуры, что в итоге приводит к образованию на деформированной поверхности стали ступенек выхода дислокаций так называемых активных центров [4], приводящих к активации контактной поверхности.

Таким образом, на участках деформированной поверхности стали одновременно протекают

и процессы образования физического контакта, и формирование активных центров — зон схватывания в слоях деформации поверхностей, что и способствует образованию межатомных связей. Наряду с отмеченным существуют еще такие участки (впадины шероховатости — поры) на которых образование физического контакта не наблюдается.

Выводы

1. На контактной поверхности взаимодействия, имеющей макроскопические размеры, протекают различные стадии процесса образования сварного соединения, что обусловлено неоднородностью реальных поверхностей твердых тел даже при высоком классе их обработки. Поэтому разделение процесса сварки на отдельные стадии является справедливым только для микроскопических участков контактной поверхности.

2. Результаты исследования тонкой структуры стальной поверхности свидетельствуют о том, что обработка импульсами высокой плотности предварительно сжатых пластин приводит к значительным дислокационным преобразованиям, ко-

торые могут существенно повлиять на развитие третьей стадии процесса сварки в твердом состоянии, т.е. стадии объемного взаимодействия.

1. Миддельдорф К. Тенденция развития технологий соединения материалов / К. Миддельдорф, Д. фон Хофе. // Автоматическая сварка. — 2008. — № 11. — С. 39–47.
2. Reisgen U. Stahl-Aluminium-Mischverbindungen: Schweißen oder Löten? Die Kombination zweier etablierter Füge-technologien macht Unmögliches möglich / U. Reisgen, L. Stein, M. Steiners // Schweißen und Schneiden. — 2010. — 62, № 5. — С. 278–284.
3. Каракозов Э. С. Соединение металлов в твердой фазе / Э. С. Каракозов. — М.: Металлургия, 1976. — 264 с.
4. Каракозов Э. С. Сварка металлов давлением / Э. С. Каракозов. — М.: Машиностроение, 1986. — 280 с.
5. Физические основы и технология обработки современных материалов: в 2 т. Т. 1. Теория, технология, структура и свойства / О. А. Троицкий, Ю. В. Баранов, Ю. С. Авраамов [и др.] — Москва–Ижевск: Ин-т компьютерных исследований, 2004. — 590 с.
6. Онацкая Н. А. Влияние схем обработки импульсами тока на образование физического контакта при сварке давлением / Н. А. Онацкая, Л. Ю. Демиденко // Электронная обработка материалов. — 2010. — № 3. — С. 19–21.
7. Вовченко А. И. Интенсификация пластической деформации поверхностей металлов под действием импульсов тока при сварке давлением / А. И. Вовченко, Л. Ю. Демиденко, Н. А. Онацкая // Міжзвізвський збірник «Наукові нотатки». — 2011. — 32. — С. 63–68.

Поступила в редакцию 23.12.2015



Уральский
федеральный
университет
имени первого Президента
России Б.Н.Ельцина

16 Международная научно-техническая конференция Сварка и родственные технологии

(в рамках форума «Сварка и Диагностика»)

22–23 ноября 2016 г.

г. Екатеринбург

РАЗДЕЛЫ КОНФЕРЕНЦИИ

- ◆ Технологии сварки и родственных процессов
- ◆ Материалы для сварки, наплавки и напыления
- ◆ Оборудование для автоматизации и роботизации
 - ◆ Свойства сварных соединений и покрытий
- ◆ Моделирование и CAE-анализ сварочных процессов
 - ◆ Защита от вредных воздействий
 - ◆ Сертификация и стандартизация в сварке
- ◆ Экономические аспекты сварочного производства

ИНФОРМАЦИОННАЯ ПОДДЕРЖКА

Журналы: «Сварка и Диагностика», «Дефектоскопия», «Сварочное производство», «Порошковая металлургия и функциональные покрытия», «Автоматическая сварка».

Контакты: Бузорина Дарья Сергеевна: тел.: +7(343) 283-000-50, +7 953-604-9892

E-mail: weldingconf@gmail.com

Адрес: 620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19, ауд. М-326

ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ УКРАИНЫ

А. А. ГОЛЯКЕВИЧ¹, Л. Н. ОРЛОВ¹, Л. С. МАЛИНОВ², В. И. ТИТАРЕНКО³

¹ ООО «ТМ.ВЕЛТЕК». 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 15. E-mail: office@veldtec.ua

² ГВУЗ «Приазовский гос. техн. ун-т». 87500, г. Мариуполь, ул. Университетская, 7

³ ЧНПКФ «РЕММАШ». г. Днепропетровск, просп. им. Газеты Правды, 29

Наплавка порошковой проволокой находит значительное применение во многих отраслях промышленности и, прежде всего, в ремонтных работах. Наибольшим производителем порошковых проволок для наплавки в Украине в настоящее время является предприятие ООО «ТМ.ВЕЛТЕК». В данной работе описаны разработки этого предприятия и опыт использования их при ремонтной наплавке валков прокатных станов, роликов МНЛЗ, кранов колес, а также роликов правильных машин и ответственных деталей гидрокрепей горно-шахтного оборудования. Библиогр. 20, табл. 2, рис. 7.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковые проволоки, ремонтные работы, износостойкость, твердость, микроструктура, повышение ресурса.

Первые порошковые проволоки для электродуговой наплавки были разработаны в 1950-х годах в ИЭС им. Е. О. Патона [1]. В последующие годы в силу универсальности, простоты и экономичности технологии изготовления этот тип электродных материалов для дуговой наплавки получил значительное распространение в различных отраслях промышленности [2–4]. При этом большинство марок порошковых проволок различного назначения были разработаны в ИЭС им. Е. О. Патона и изготавливались экспериментальным производством ИЭС и Опытным заводом сварочных материалов ИЭС [5–7]. В 1990-е и последующие годы производство порошковых проволок для сварки и наплавки в Украине освоил ряд новых фирм, появились на рынке Украины и порошковые проволоки иностранных фирм.

В данной статье описан опыт применения в различных отраслях промышленности порошковых проволок, которые разработаны и изготавливаются ООО «ТМ.ВЕЛТЕК».

Наплавка валков прокатных станов. Ремонтные службы металлургических комбинатов Украины для наплавки стальных валков прокатных станов различного назначения применяют электродуговую наплавку порошковыми проволоками ПП-Нп-35В9Х3СФ, ПП-Нп-25Х5ФМС, ПП-АН132, ПП-АН147 и т. д. [1, 2, 6]. Основными причинами выхода из строя стальных валков горячей прокатки являются окислительное и абразивное изнашивание и термическая усталость. В значительной мере такой износ рабочей поверхности вала связан со структурным состоянием металла и морфологией его структурных составляющих [8, 9].

Для наплавки валков блюминговых станов ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» предложена порошковая проволока Велтек-Н505 (система легирования Fe–C–Si–Mn–W–Cr–Mo–Ni–V). Существующие методики испытания на термическую стойкость, теплостойкость и изнашивание при высоких температурах не позволяют достоверно оценить стойкость наплавленного металла того или иного типа непосредственно в условиях прокатки. Были проведены натурные испытания валков прокатного стана НЗС-730 цеха «Блюминг-1» КГМК «Криворожсталь», наплавленных порошковыми проволоками ПП-Нп-35В9Х3СФ и Велтек-Н505 (Fe–C–Si–Mn–W–Cr–Mo–Ni–V).

Усредненные показатели относительной износостойкости и относительной стойкости против образования трещин разгара наплавленных валков прокатного стана НЗС-730 приведены в табл. 1. По сравнению с проволокой ПП-Нп-35В9Х3СФ образование и развитие трещин разгара по глубине их проникновения снижено в 2...4 раза [10], что существенно снижает глубину проточки при ремонте валков.

Исследовали микроструктуру наплавленного металла обоих типов. Структура металла, наплавленного проволокой ПП-Нп-35В9Х3СФ, представляет крупноигольчатый мартенсит с островками остаточного аустенита и протяженных

Таблица 1. Износостойкость и трещиностойкость наплавленных валков прокатного стана НЗС-730 цеха «Блюминг-1» КГМК «Криворожсталь»

Марка порошковой проволоки	Твердость наплавленного металла <i>HRC</i>	Относительная износостойкость	Относительная трещиностойкость
ПП-Нп-35В9Х3СФ	46...48	1,0	1,0
Велтек-Н505	50...54	1,3	2,0

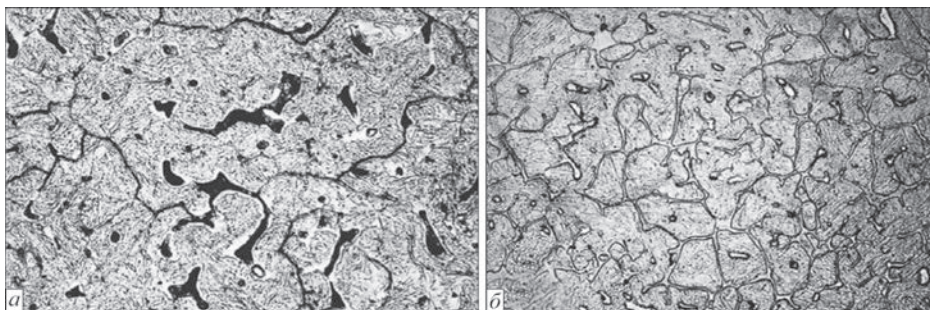


Рис. 1. Микроструктура ($\times 500$) металла, наплавленного проволокой: а — ПП-Нп-35В9Х3СФ; б — Велтек-Н505

прослойка карбидных эвтектик по границам первичных аустенитных зерен (рис. 1, а). В теле зерен и на их границах наблюдаются карбиды хрома, вольфрама и дисперсные карбиды ванадия.

Металл, наплавленный проволокой Велтек-Н505, имеет преимущественно структуру мелкоигльчатого мартенсита с оторочками остаточного аустенита по границам первичных зерен. Внутри зерен также наблюдаются равномерно распределенные карбиды хрома, вольфрама, молибдена и ванадия (рис. 1, б).

Для наплавки валков первой и второй клетей трубопрокатного стана ТПА 30–102 Никопольского завода бесшовных труб ЗАО «Нико Тьюб» предложена порошковая проволока Велтек-Н480НТ (система легирования Fe–C–Si–Mn–Cr–V–Mo–W). Структура металла, наплавленного этой проволокой, состоит из мелкоигльчатого мартенсита, остаточного аустенита по границам зерен и мелких образований в теле зерен (рис. 2). Карбидных выделений по границам зерен мало. Дисперсные карбиды равномерно распределены в теле зерен и по их границам. Твердость наплавленного металла $HRC\ 50...56$.

Валки первой клетки, наплавленные порошковой проволокой Велтек-Н480НТ, были извлечены из стана после прокатки 5000 т труб. Износ по дну калибра составил 0,3...0,5 мм. Состояние поверхности калибров валков удовлетворительное, поверхность гладкая и трещины отсутствуют. Износ валков второй клетки составил 1,5...2,0 мм после прокатки 8790 т труб. Ресурс валков второй клетки повышен с 1200 до 8000 т проката труб.

Наплавка роликов МНЛЗ. Отечественный [11–14] и мировой опыт показывают, что для наплавки рабочего слоя роликов МНЛЗ преимущественно используются следующие системы

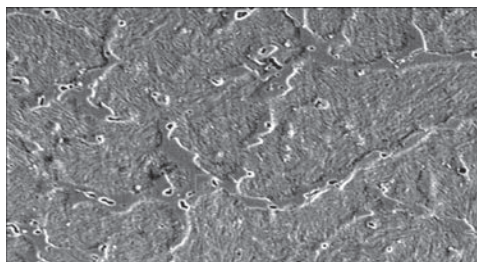


Рис. 2. Микроструктура ($\times 1000$) металла, наплавленного проволокой Велтек-Н480НТ

легирования: Fe–C–Cr (преимущественно для прямолинейных участков МНЛЗ); Fe–Cr–Ni–Mo–N и Fe–C–Cr–Ni–Mo–V–Nb (преимущественно для криволинейных участков МНЛЗ).

Для наплавки роликов МНЛЗ ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» предложены порошковые проволоки Велтек-Н470 (для наплавки под флюсом) и Велтек-Н470G (для наплавки в смеси защитных газов) системы легирования Fe–C–Cr–Ni–Mo–V–Nb–N.

При изготовлении и ремонте роликов на ММК им. Ильича, Азовсталь (г. Мариуполь), НКМЗ (г. Краматорск) применяют технологию наплавки порошковой проволокой Велтек-Н470 диаметром 3,0...3,6 мм под флюсами АН-20 или АН-26 по винтовой линии одиночной дугой, без колебаний и с поперечными колебаниями. Старокраматорский машиностроительный завод (г. Краматорск) выполнял наплавку роликов МНЛЗ порошковой проволокой Велтек-Н470G диаметром 2,0 мм в смеси защитных газов 82 % Ar + 18 % CO₂.

Твердость наплавленного металла после чистой обработки составляет $HRC\ 44...48$ и соответствовала техническому заданию заказчика. Структура наплавленного металла представляет низкоуглеродистый мелкоигльчатый мартенсит, упрочненный дисперсными карбидами и нитридами (рис. 3). На МК «Азовсталь» (г. Мариуполь) изготовительная и ремонтная наплавка указанными порошковыми проволоками обеспечила наработку роликов радиального участка 3000 плавков и прямолинейного участка — 7500 плавков при объеме одной плавки 175 т.

Наплавка крановых колес. Для наплавки крановых колес, как правило, применяются на-

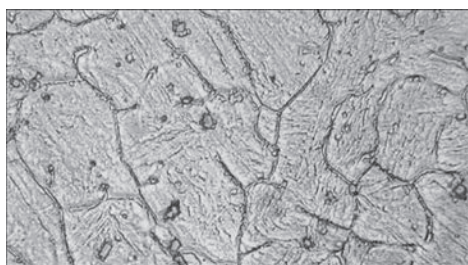


Рис. 3. Микроструктура ($\times 1000$) металла, наплавленного проволокой Велтек-Н470 (объемная доля δ -феррита 5,2 %, твердость после наплавки $HRC\ 42...46$)

плавочные материалы, обеспечивающие получение наплавленного металла типа низколегированных сталей 18Х1Г1М или 30ХГСА. Однако при наплавке тяжелонагруженных колес кранов, которые эксплуатируются на металлургических предприятиях, эти материалы не обеспечивают необходимый ресурс эксплуатации.

Повышение износостойкости деталей подобного типа можно достичь при использовании плавочных материалов, обеспечивающих получение наплавленного металла со структурой метастабильного аустенита, претерпевающего превращение в мартенсит под влиянием деформаций, возникающих при нагружении детали в процессе эксплуатации [15–18].

На ММК им. Ильича (г. Мариуполь) для наплавки тяжелонагруженных крановых колес предложено применить порошковую проволоку Велтек-Н285.01 (система легирования Fe–C–Cr–Mn–Mo–V). В наплавленном металле этого типа формируется структура метастабильного аустенита, сильно упрочняющегося при наклепе (рис. 4). После отпуска при 600 °С, применяемого для снятия внутренних напряжений, наблюдаются выделения дисперсных карбидов хрома, ванадия и молибдена. Результатом обеднения зерен матрицы углеродом и легирующими элементами, интенсифицируется деформационное мартенситное превращение, что приводит к существенному повышению износостойкости металла наплавленной поверхности катания колеса. По данным рентгеноструктурного анализа на наплавленной поверхности колеса после отжига объемная доля мартенсита увеличилась в 1,5...2,0 раза и составляет 30...35 об. %. Твердость металла после наплавки *НВ* 217...220, а после наклепа *НВ* 380...410.

По данным лабораторных испытаний при трении скольжения по схеме колодка–ролик и абразивном воздействии наиболее высокая износостойкость получена при наплавке порошковой проволокой Велтек-Н285.01 (ПП-Нп-14Х12Г-12МФ) (табл. 2). Реализовано два варианта технологии наплавки крановых колес: 1 — наплавка реборд и поверхности катания проволокой Велтек-Н285.01 и 2 — наплавка поверхности катания проволоками Нп-30ХГСА или ПП-Нп-18Х1Г1М и реборды — Велтек-Н285.01. Достигнуто повышение ресурса крановых колес в 3 раза, что позволяет предприятиям существенно снизить затраты на эксплуатацию кранов.

Наплавка роликов правильных машин. Ролики правильных машин традиционно изготавливаются из стали 90Х1 с поверхностной термической обработкой (ТВЧ или ТПЧ). В процессе наплавки на сталь 90Х1 требуется высокая температура подогрева 400...450 °С и стабильность ее

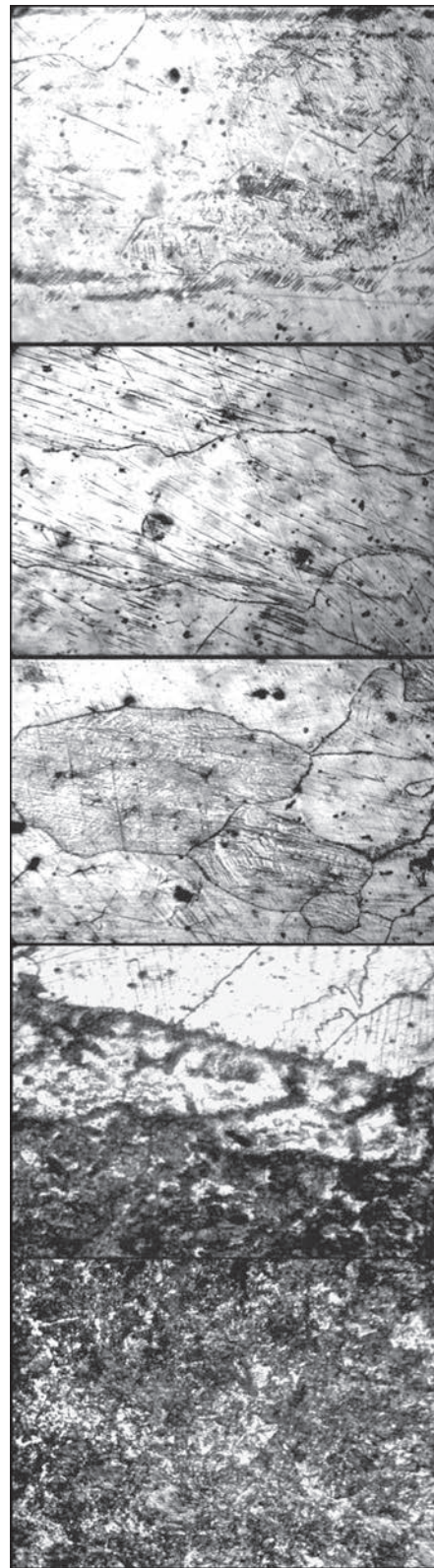


Рис. 4. Микроструктура ($\times 550$) слоев металла от поверхности к основному металлу (сверху вниз), наплавленных порошковой проволокой Велтек-Н285.01

поддержания по всей длине детали из-за высокой склонности стали 90Х1 к образованию горячих и холодных трещин. Однако жесткие условия работы этих роликов, особенно при правке листового и сортового проката из легированных марок стали

Таблица 2. Относительная износостойкость металла, наплавленного проволоками ПП-Нп-18Х1Г1М, Нп-30Х10Г10, Велтек-Н285.01

Наплавочный материал	Режим термообработки	Относительная абразивная износостойкость*	Относительная износостойкость в условиях сухого трения*
ПП-Нп-18Х1Г1М (эталон)	Наплавка + отжиг 550 °С (1 ч)	1,0	1,0
Нп-30Х10Г10	Наплавка + отжиг 550 °С (1 ч)	2,0	3,0
Велтек-Н285.01	Наплавка + отжиг 600 °С (1 ч)	2,3	3,2

*Определены отношением потери массы наплавленного металла эталона к потере массы соответствующего наплавленного металла.

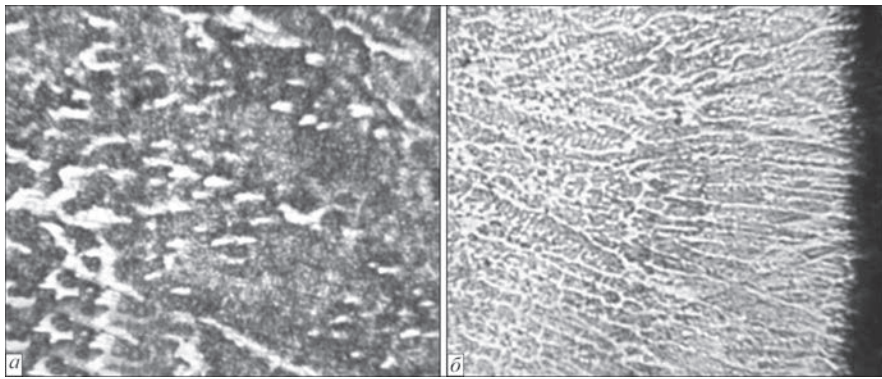


Рис. 5. Микроструктура (а — $\times 1000$, б — $\times 100$) металла рабочего слоя ролика, наплавленного порошковой проволокой Велтек-Н545

с окалиной приводят к преждевременному выходу их из строя. Недостаточная стойкость роликов правильных машин из стали 90Х1 с поверхностной закалкой даже при обеспечении достаточно высокой твердости ($HRC\ 61...63$) объясняется недостаточным количеством упрочняющих фаз (карбидов, карбонитридов) в структуре металла этих роликов и недостаточной толщиной закаленного слоя (от 1,5 до 5 мм). Кроме того, ролики правильных машин из стали 90Х1 до сих пор никто не ремонтировал из-за неудовлетворительной свариваемости этой марки стали.

Эффективное технологическое решение этой проблемы предложено ООО «Восстановление» (г. Липецк) и ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» (г. Киев). Ролики предлагается изготавливать из объемнотермообработанной стали 40Х, а их наплавку выполнять с использованием порошковых проволок Велтек-WT550.01-F (Fe-C-W-Mo-Cr-V) и Велтек-WT545-F (Fe-C-Mo-Cr-V-Ni). Твердость наплавленного слоя при этом составляет $HRC\ 57...60$.

Высокая износостойкость и твердость рабочей поверхности роликов достигается за счет формирования мартенситной структуры, упрочненной дисперсными карбидами, а также уменьшением величины зерна первичной структуры за счет выполнения процесса наплавки проволокой диаметром 2,0 мм на режимах, оптимально сочетающих производительность и тепловложение (рис. 5). Процесс наплав-

ки выполняли на постоянном токе обратной полярности под флюсом АН-26п на режиме: $I_d = 260...280\ A$, $U_d = 30\ B$, $v_{св} = 28...30\ м/ч$.

Ролики правильных листовых машин с диаметром бочки 190, 230, 250, 360 мм, восстановленные по новой технологии, обеспечили для ОАО «Выксунский металлургический завод» повышение срока службы в 3...4 раза по сравнению с новыми роликами из стали 90Х1 с поверхностной закалкой. Кроме того, стоимость ремонта этих роликов по новой технологии составила менее половины стоимости новых, изготовленных из стали 90Х1.

Наплавка штоков и плунжеров гидрокрепей горно-шахтного оборудования. Штоки и плунжеры гидрокрепей в процессе изготовления подвергаются хромированию. В процессе эксплуатации они подвергаются коррозии и абразивному изнашиванию. Совместно с отделом коррозии Физико-механического института им. Г. В. Карпенко НАН Украины (г. Львов) проведены исследования влияния химического состава наплавленного металла на развитие процесса коррозии [19, 20]. Причиной коррозии является образование карбидов хрома $Cr_{23}C_6$ по границам зерен металла в зоне термического влияния. Дополнительное легирование наплавленного металла обеспечило получение металла со структурой мартенситно-старееющей стали, в котором в процессе сварки и термической обработки образуются интерметаллиды, приводящие к дополнительному упрочнению металла и значительному снижению вероятности образования карбидов хрома $Cr_{23}C_6$ по границам зерен (рис. 6).

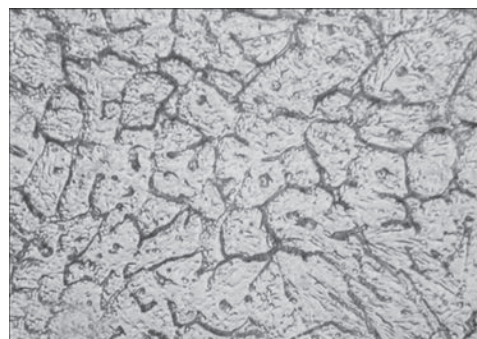


Рис. 6. Микроструктура ($\times 1000$) металла упрочняющего слоя, наплавленного проволокой Велтек-Н425

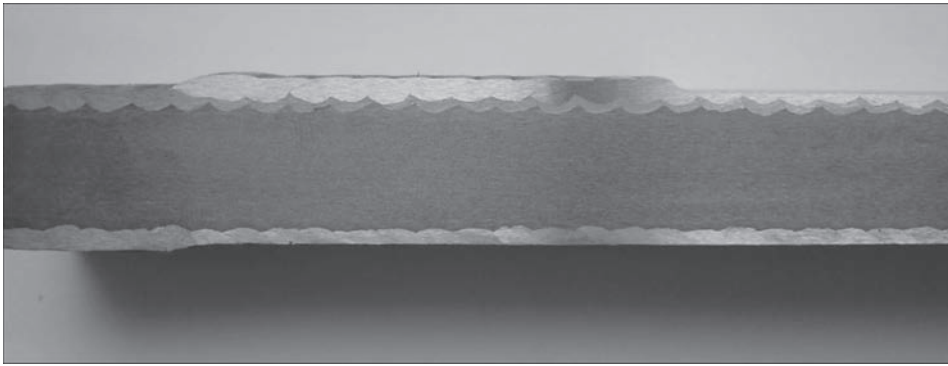


Рис. 7. Макрошлиф фрагмента плунжера (после наплавки)

По результатам исследований оптимизирована система легирования Fe–C–Mn–Si–Cr–Ni–Mo–V порошковых проволок Велтек-Н425, Велтек-Н425.01, Велтек-Н425.02, отличающихся коррозионной стойкостью наплавленного металла в подземных водах различной агрессивности.

Совместно со специалистами завода ЗАО «НПП Спецуглемаш» (г. Горловка) разработана технология двухслойной наплавки проволокой Велтек-Н425 диаметром 2,0 мм под флюсом АН-26п (рис. 7). Толщина наплавленного слоя составляет 3,0...3,5 мм с учетом припуска на механическую обработку 1,5 мм. В период 2005–2010 гг с специалистами завода ЗАО «НПП Спецуглемаш» (г. Горловка) успешно выполнялись работы по наплавке штоков и плунжеров клетей отечественного и зарубежного производства М88, МТ, 1КД80, 3КД90, 3КД90Т, 1М103, ДМ «Глинник», «Фазос», узлов секций крепи МВРО, а также работы по изготовлению новых крепей КГУМ, 1М103, КТС, секций ОПК, стоек СПГ4000, СШ2.00.000. В зависимости от объема заказов потребление наплавочной порошковой проволоки находилось в пределах 7...12 т в месяц.

В заводских условиях успешно применена ремонтная наплавка порошковой проволокой деталей ответственного оборудования. За счет повышения износостойкости рабочих поверхностей достигнуто повышение ресурса оборудования и экономия средств на его ремонт и эксплуатацию.

1. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка / И. И. Фрумин. – Харьков: Metallurgizdat, 1961. – 421 с.
2. Рябцев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования / И. А. Рябцев, И. А. Кондратьев. – К.: Экотехнология, 1999. – 62 с.
3. Рябцев И. А. Теория и практика наплавочных работ / И. А. Рябцев, И. К. Сенченков. – К.: Экотехнология, 2013. – 400 с.
4. Наплавочные материалы стран-членов СЭВ. Каталог: под ред. И. И. Фрумина и В. Б. Еремеева. – Киев–Москва: Изд. МЦНИТИ, 1979. – 620 с.
5. Порошковые проволоки для наплавки, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона / И. А. Рябцев, И. А. Кондратьев, А. П. Жудра [и др.] // Сварщик. – 2002. – № 2. – С. 34–35.
6. Рябцев И. А. Порошковые проволоки для наплавки стальных валков горячей прокатки / И. А. Рябцев, И. А.

- Кондратьев // Автоматическая сварка. – 2014. – № 6-7. – С. 99–100.
7. ТУУ 28.7.05416923.066-2002. Дроти порошкові наплавні. – К.: ИЭС им. Е. О. Патона, 2002.
8. Кондратьев И. А. Исследование структурной неоднородности наплавленного металла типа 35В9ХЗСФ и ее влияние на работоспособность наплавленных прокатных валков / И. А. Кондратьев, В. Г. Лясов, И. Я. Дзыкович // Автоматическая сварка. – 1996. – № 6. – С. 17–20.
9. Кальянов В. Н. Структура и характеристики износостойкого экономолегированного наплавленного металла / В. Н. Кальянов // Сварочное производство. – 1997. – № 4. – С. 13–17.
10. Опыт применения высокотехнологичных порошковых проволок для упрочняюще-восстановительной наплавки прокатных валков / В. Г. Лясов, С. А. Панищенко, Д. Ю. Кузьменко [и др.] // Современные проблемы производства и ремонта в промышленности и на транспорте: материалы 10-й междунар. науч.-техн. конф. (Свалыва, 22–26 февр. 2010 г.).
11. Наплавка роликов слябовых машин непрерывного литья заготовок / Л. И. Опарин, В. Л. Маликин, П. В. Гладкий [и др.] // Автоматическая сварка. – 1991. – № 4. – С. 63–66.
12. Домбровский Ф. С. Работоспособность наплавленных роликов машин непрерывного литья заготовок / Ф. С. Домбровский, Л. К. Лещинский. – К.: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 1995. – 197 с.
13. Наплавка роликов МЛНЗ / В. А. Коротков, И. Д. Михайлов, А. С. Веселов [и др.] // Сталь. – 2003. – № 8. – С. 60–63.
14. Якушин Б. Ф. Особенности технологии дуговой наплавки роликов для установок непрерывной разливки сталей / Б. Ф. Якушин, П. А. Цирко // Сварка и диагностика. – 2009. – № 5. – С. 35–40.
15. Разиков М. И. Сварка и наплавка кавитационной стали марки 30Х10Г10 / М. И. Разиков, В. П. Ильин. – М.: НИИМАШ, 1964. – 35 с.
16. Выбор состава хромомарганцевой стали с метастабильным аустенитом в качестве основы наплавочного материала / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях, Е. Я. Харланова [и др.] // Известия ВУЗ. Черная металлургия. – 1994. – № 8. – С. 45–46.
17. Малинов Л. С. Марганецсодержащие наплавочные материалы / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // Сварочное производство. – 2001. – № 8. – С. 34–36.
18. Восстановление колец опорно-поворотного устройства крана МКТ-250 / Ю. М. Кусков, Я. П. Черняк, И. Г. Острик [и др.] // Сварщик. – 2004. – № 4. – С. 35–38.
19. Корозійні характеристики наплавлених шарів для штоків гідроциліндрів гірnodобувного обладнання / А. А. Голякевич, Л. М. Орлов, Г. В. Похмурська [та ін.]. // Хімічна механіка матеріалів. Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів. – 2014. – № 10. – С. 651–656.
20. Influence of the Phase Composition of the Layers Deposited on the Rods of Hydraulic Cylinders on Their Local Corrosion / A. A. Holyakevych, L. M. Orlov, H. V. Pokhmurs'ka [et al.] // Materials Science. – 2015. – Vol. 50. – Issue 5. – P. 740–747.

Поступила в редакцию 28.07.2016

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБМАЗОЧНЫХ МАСС ЭЛЕКТРОДНЫХ ПОКРЫТИЙ

М. Ф. ГНАТЕНКО

Фирма «Велма». 02160, г. Киев, ул. Каунасская, 3. E-mail: mavel@ukrpost.ua

Вопросы качества производства покрытых электродов совершенно недостаточно рассматриваются в отечественных и зарубежных публикациях. В представленной работе предпринята попытка рассмотреть причины недостаточной стабильности процесса опрессовки электродов и поделиться практическим опытом по их устранению. Даны рекомендации по оптимизации процесса нанесения покрытий при производстве электродов. Библиогр. 4.

Ключевые слова: производство сварочных электродов, обмазочные массы, технологические свойства, оптимизация, гранулометрический состав, состав и свойства шихты

Качество изготовления покрытых сварочных электродов определяется, в основном, технологическими свойствами обмазочных масс. Наиболее существенным показателем качества электродов является разнотолщинность покрытия электродов. Этот показатель проявляется на стадии нанесения обмазочной массы (покрытия) на стержни в процессе их опрессовки при давлениях на массу до 800 кг/см^2 и скоростях до 400 м/мин .

Стабильность процесса опрессовки, в т. ч. по разнотолщинности покрытия, на 90 % определяется опрессовочными (пластическими) свойствами обмазочных масс.

Характерно, что в публикациях по этому вопросу отсутствуют четкие закономерности по влиянию на опрессовочные свойства различных параметров и характеристик технологических составляющих и, тем более, нет четких практических рекомендаций для технологов-производственников.

Цель работы: рассмотреть причины нестабильности процесса опрессовки электродов и возможные пути их устранения.

Технологические свойства масс. Они включают в себя:

– опрессовочные (пластические) свойства обмазочных масс: давление опрессовки (чем меньше, тем лучше при достаточной сопротивляемости вмятинам), степень стабильности формирования потоков в заходной опрессовочной зоне и, соответственно, стабильность разнотолщинности нанесения покрытия на стержни при опрессовке; степень адгезии массы (покрытия) к стержню при их контакте в опрессовочной камере;

– свойства сырых масс (покрытия), характеризующие их склонность к переработке (к разрыву покрытия по плоскости стыковки стержней электродов после выхода из опрессовочной головки), к зачистке покрытия под электрододержатель и кон-

тактный торец, к слипанию электродов, прилипанию к рамкам и т.п.;

– сушильные свойства обмазочных масс: сопротивляемость структуры обмазочных масс прохождению влаги (удалению из внутренних слоев); степень размягчения масс при нагреве на начальных стадиях сушки; склонность масс к усадке и к микро-, макротрещинам; к отслоению от поверхности стержня (трещины и отслоение уменьшают прочность покрытия электродов);

– прочностные свойства покрытия готовых электродов.

Причины пониженных технологических свойств и пути их оптимизации. Результаты экспериментов, производственный опыт и их анализ на основе имеющихся научных публикаций [1–4] позволяют утверждать, что опрессовочные свойства обмазочных масс определяются:

– составом шихты (свойствами и количеством того или другого компонента); степенью смачивания и химическим взаимодействием порошков шихты с жидким стеклом; прочностными характеристиками частиц компонентов и др.);

– свойствами жидкого стекла;

– объемным гранулометрическим составом шихты;

– свойствами пластификатора (в т. ч. различных добавок, солей, поверхностно-активных веществ (ПАВ) и т. п.);

– типом смесителя для приготовления обмазочных масс (рассмотрены в работе).

1. В первую очередь рассмотрим наиболее очевидный фактор влияния на опрессовочные свойства масс — *грансостав* шихты (объемный):

а) максимальный размер частиц компонентов не должен быть больше толщины покрытия электродов, а точнее меньше в 2...3 раза, дабы, сойдясь, 2...3 частицы в толщине покрытия не заперли канал, когда таких частиц в шихте много;

б) должна быть максимальная плотность упаковки частиц шихты для предупреждения дилатансии и пульсации;

в) необходима минимизация коэффициента трения между слоями течения при формировании потока покрытия электродов на входе в фильеру (формирующую втулку). Это достигается за счет уменьшения средней фракции (+0,063 –0,16) в шихте до минимума, т.е. крупная фракция (–0,16 +0,355: 30...35 %) составляет толщину одного слоя (каркас слоя), а мелкая фракция (–0,063) в толщине слоя обеспечивает максимальную плотность упаковки и минимальную шероховатость слоя;

г) нельзя допускать, чтобы в шихте было больше 65...70 % мелкой фракции (–0,063), т.к. количество слоев течения на стадии формирования толщины покрытия резко увеличивается (в десятки раз), и, соответственно, количество степеней сдвига слоев тоже резко увеличивается. Это приводит к нестабильному формированию потоков по месту и времени (пульсации разнотолщинности).

Все иные проблемы, связанные с разнотолщинностью (причины и следствия), будут рассматриваться при условии:

- грансостав шихты обмазочных масс оптимальный и одинаковый;

- чисто химическое взаимодействие компонентов с жидким стеклом отсутствует (в т.ч. с выделением газообразных продуктов).

2. *Состав шихты и физико-химические свойства отдельных компонентов:*

а) наличие в шихте компонентов с анизодиаметрической формой частиц (слюда, тальк, воллостанит, каолин, целлюлоза и т.п.) в достаточном количестве (не менее 4...6 %) уменьшает внутреннее трение в обмазочной массе при формировании потоков с диаметра гильзы до диаметра покрытия. Важно также, что такие частицы армируют обмазочную массу, соответственно и покрытие, т.е. стойкость против вмятин и т.п. возрастает. Такие компоненты, как правило, используются в покрытиях рутилового вида, рутил-целлюлозного, ильменитового и т.п. Обмазочные массы таких электродов характеризуются хорошими опрессовочными свойствами (АНО-4, ОЗС-4, МР 3, АНО-13, АНО-36 и т.п.);

б) наличие в шихте компонентов, которые имеют прочность разрушения на сжатие и сдвиг на уровне давлений на массу при опрессовке электродов: 300...800 кг/см². Известно, что в эту область попадают прочностные характеристики мрамора, магнезита, доломита и т.п. Наиболее яркими представителями таких шихт (обмазочных масс) являются электроды марок УОНИ 13/45, УОНИ 13/55, АНО-9 и т.п. В составе таких шихт около 50 % мрамора с прочностью разрушения пример-

но 500 кг/см². Обмазочные массы таких электродов характеризуются низкими опрессовочными свойствами (и, в целом, технологическими). При их опрессовке на давлениях выше 400...500 кг/см² (на массу) в заходной зоне и в опрессовочной камере происходит частичное разрушение (скалывание) частиц мрамора с образованием новых поверхностей, которые отбирают на себя часть влаги с пленки геля жидкого стекла. Масса в этих местах загустевает, образуются «сухари», нарушается стабильность формирования потока массы; разнотолщинность начинает пульсировать по направлению и времени. Зачастую идет и повышение давления вплоть до запираания каналов.

Накопившийся ранее производственный опыт показывает, что, например, электроды марки АНО-4 обычно прессуют при давлениях 600...700 кг/см² (на массу), а УОНИ 13/55 — на давлениях 350...450 кг/см². В первом случае масса содержит в своем составе много слюды (24 %) и мало относительно мягких частиц магнезита (всего 15 %). Электроды АНО-4 можно прессовать при больших давлениях, не нарушая целостность частиц магнезита, тем более при наличии слюды. В случае УОНИ 13/55 эффект противоположный и это необходимо учитывать при опрессовке, обеспечивая повышение стабильности этого процесса за счет: улучшения опрессовочных свойств масс, используя соответствующие способы пластифицирования; снижения давления опрессовки путем использования эффективных опрессовочных заходных зон и головок; применения интенсивных смесителей для приготовления масс, а также используя марки мрамора с прочностью в пределах 1000 кг/см².

На ухудшение опрессовочных свойств обмазочных масс УОНИ 13/55 (и т.п.) фтористокальциевого типа может оказать влияние применение флотационного флюорита, который зачастую содержит на поверхности частиц относительно большое количество флотореагентов. Это резко снижает смачиваемость флюорита жидким стеклом. Степень адгезии жидкого стекла (геля) к частичкам флюорита уменьшается и трение между частицами увеличивается. Течение становится более нестабильным. Т.е. степень смачивания частичек шихты определяет качество покрытия их жидким стеклом и уровень трения между частицами при течении повышается. Процесс опрессовки становится менее стабильным.

3. *Роль жидкого стекла в свойствах обмазочных масс.* Технологические, в т.ч. опрессовочные, свойства обмазочных масс на 70...80 % зависят от типа, характеристик и свойств жидкого стекла (его влияние на сварочно-технологические свойства не рассматривается).

Основное предназначение жидкого стекла в обмазочных массах (с точки зрения опрессовки) —

до минимума снизить трение между частицами шихты при формировании потока с диаметра цилиндра пресса до диаметра покрытия электродов при их опрессовке, а после опрессовки покрытие должно обладать достаточной стойкостью против вмятин и механических повреждений. В чем же и как проявляются смазочные и упрочняющие свойства жидкого стекла в обмазочной массе?

Чтобы установить механизмы и процессы, происходящие при приготовлении обмазочных масс, необходимо разделить эту стадию на два этапа.

Первый этап: распределение жидкого стекла в шихте, т. е. покрытие частиц шихты жидким стеклом; этот этап должен быть осуществлен как можно быстрее. К тому же, необходимо обеспечить хорошую смачиваемость жидким стеклом поверхностей практически всех частиц (применив, если надо, соответствующие специальные поверхностно-активные вещества). Наиболее эффективны для приготовления масс интенсивные смесители.

Второй этап: формирование определенных физико-механических свойств обмазочных масс, как следствие реакции жидкого стекла на контактное взаимодействие его с поверхностью частиц разных компонентов, как-то:

- отбор влаги из пленки жидкого стекла;
- адсорбционные процессы (в т. ч. взаимодействие электрических потенциалов на поверхности раздела);
- ионный обмен между жидким стеклом и отдельными компонентами;
- различное влияние на жидкое стекло разных типов пластификаторов и спецдобавок.

Из первоисточника [2] известно, что в результате аналогичных подобных процессов в жидком стекле происходит гелеобразование (резкое повышение вязкости, полимеризация, образование кремнеорганических структур: гелеобразование, коагуляция). При этом в зависимости от характеристик жидкого стекла, его параметров и факторов воздействия структура геля жидкого стекла получается разная: мягкая, средняя и жесткая.

К мягкой структуре получаемого геля склонны жидкие стекла с низким модулем ($< 2,9$). К жесткой структуре — с большим модулем ($> 3,1$) и, естественно, к средней — с модулем $> 2,9$ и $< 3,1$. В чем это проявляется? Если взять на указательный палец низкомолекулярное жидкое стекло и растереть его большим пальцем, то состояние очень долго не будет меняться. Оно будет оставаться липким (мягкая структура). Если же эту процедуру проделать с жидким стеклом высокого модуля, то очень быстро между пальцами образуется сухой «песок» (жесткая структура геля). А со средним модулем между пальцами образует-

ся слой типа желе — структура геля средняя по жесткости. На обмазочных массах это проявляется при их приготовлении: если масса липкая, долго «не скручивается», не вымешивается — структура геля мягкая. Если масса очень быстро становится сухой и требует дополнительного количества жидкого стекла, между пальцами трудно сдвигается, рассыпается, то здесь структура геля жидкого стекла получается жесткая. Средний вариант — масса получается не липкая, но под указательным и большим пальцами хорошо сдвигается (даже при повторном продавливании).

В чем же причина образования разных структур геля жидкого стекла в пленке обмазочных масс и их свойств? В процессе гелеобразования жидкого стекла, как известно, происходят процессы полимеризации, гелеобразования, коагуляции частиц кремнеорганических коллоидных соединений. В результате могут образовываться как плоскостные слабые структуры (мягкие), так и объемные жесткие структуры (жесткие) в зависимости от модуля жидкого стекла. При среднем модуле в структуре геля присутствуют в комбинации как плоскостные, так и объемные структуры. В момент гелеобразования (коагуляции) микрообразования (частицы) обладают высокими адгезионными и когезионными свойствами. Поскольку на первом этапе жидкое стекло уже покрыло частицы, то на втором этапе происходит гелеобразование (коагуляция) пленки жидкого стекла, сопровождающееся высокой адгезией, что приводит к качественному покрытию частичек гелем. Он и обеспечивает течение обмазочных масс при опрессовке.

Итак: а) при низком модуле гелеобразование очень слабое (плоскостное), адгезия к частичкам слабая, трение между частичками высокое, течение нестабильное; б) при высоком модуле гелеобразование очень интенсивное (коагуляция), объемное, когезия в пленке жидкого стекла выше, чем адгезия к частицам, поэтому они неравномерно покрыты, течение происходит нестабильно, а покрытие «разрыхляется», т. к. масса в структуре не восстанавливается (разрыв сплошности). Течение при этом не может быть стабильным по направлениям и во времени. Покрытие плохо удерживается на стержне. По-видимому, структура такого геля имеет упругость, связанную с пористой структурой, за счет большой величины когезионных сил в микрочастицах геля. Это тоже в пользу процесса «разрыхления» массы. Как же управлять структурой геля? В случае мягкой структуры геля, его надо ужесточить, в случае жесткой структуры — смягчить, выводя ее на средний уровень, применяя для этого соответствующие приемы. Дабы ужесточить структуру геля с мягкой до средней надо применить активный пластификатор. Это поташ, сода,

техническая КМЦ и т. п. Электролитные составляющие вызывают активацию процесса гелеобразования, в результате получается средняя структура геля и достигается эффект повышения пластических (опрессовочных) свойств. Следует отметить, что есть и другие приемы повышения степени гелеобразования: повышение вязкости применяемого жидкого стекла; использование более мелкого компонента, который больше активует процесс гелеобразования в жидком стекле; или же применять жидкое стекло с большим модулем.

Если структура геля жидкого стекла в обмазочной массе получается жесткой, то следует:

- понизить вязкость жидкого стекла, либо исключить из состава шихты активные пластификаторы;
- применить неактивные пластификаторы (очищенную КМЦ, чистую электродную целлюлозу и т. п.). Так, КМЦ, «растворяясь» в пленке жидкого стекла (с пониженной вязкостью), предотвращает образование жесткого геля;
- компоненты, активно воздействующие на процесс гелеобразования, необходимо применять с более крупным грансоставом;
- использовать добавки растворов щелочей (Na, K) для понижения модуля жидкого стекла.

Некоторые перечисленные приемы (как первые для мягких, так и вторые — для жестких) можно реализовывать уже на стадии приготовления обмазочных масс (масса получается мягкой — добавить в массу активные пластификаторы, а если сухая, то добавить воды плюс немного очищенной КМЦ (ЭЦ)). Обмазочная масса, как система «шихта – жидкое стекло – пластификатор» с учетом активности отдельных составляющих, должна быть выведена на получение в пленке жидкого стекла геля структуры средней жесткости.

По нашему мнению, причины плохих пластических (опрессовочных) свойств обмазочных масс и пути их улучшения (оптимизации) определены.

Выводы

1. Грансостав шихты (объемный) должен быть: с максимальной плотностью упаковки, иначе будет дилатенсия (пульсация и отжим жидкой фазы); с минимальной шероховатостью слоя течения-скольжения и минимальным давлением опрессовки (минималь-

ное содержание средней фракции); с минимальным количеством слоев до трех при формировании потока массы до толщины покрытия (нельзя допускать количество мягкой фракции в шихте более 65...70 %, иначе будет сильная пульсация).

2. Отрицательно влияет на пластические свойства масс большое содержание мягких карбонатов в шихте (УОНИ, АНО-9 и т. п.), т. к. их прочность невысокая (около 500 кг/см²) и при давлениях опрессовки на массу происходит разрушение частичек таких компонентов (подтирание), что вызывает образование сухарей, нарушение формирования потоков и пульсацию. Необходимо: применять эффективные способы пластифицирования, чтобы давление опрессовки не превышало примерно 500 кг/см² (на массу); минимизировать потери давления в заходной и опрессовочной зонах; использовать марки высокопрочных карбонатов (в т. ч. мрамора с прочностью 1000 кг/см²); производить электроды соответствующих марок с небольшим содержанием карбонатов.

3. Использовать жидкое стекло с модулем 3 ± 1 и соответствующие пластификаторы в зависимости от активности шихты. Возможно использовать и высокомодульные жидкие стекла, но очень малой вязкости и только в комбинации с качественной очищенной КМЦ. Во всех случаях необходимо добиваться получения структуры геля средней жесткости, которая обеспечивает наиболее высокие пластические свойства масс.

1. Ворновицкий И. Н. Управление качеством сварочных электродов в процессе их изготовления / И. Н. Ворновицкий. – М.: Издательство ИКАР, 2001. – 110 с.
2. Реологические свойства гелей, образующихся при взаимодействии жидкого стекла и отвердителей сложноэфирного типа / О. И. Игнаткина, О. И. Лукьянова, П. А. Борсук [и др.] // Литейное производство. – 1999. – № 10. – С. 39–41.
3. Марченко А. Е. Особенности течения электродных обмазочных масс, обнаруженные капиллярным пластометром: Информ. материалы (СЭВ. Координац. центр по пробл. «Развитие научных основ и разработка новых технологических процессов сварки, наплавки и термической резки материалов и сплавов для получения сварных конструкций и создания эффективных сварочных материалов и оборудования) / А. Е. Марченко, М. Ф. Гнатенко. – Киев, 1980. – Вып. 1. – С. 106–117.
4. Марченко А. Е. Реологические исследования низкотермических напорных потоков обмазочных масс для сварочных электродов в прямооточных ступенчатых каналах / А. Е. Марченко // Автоматическая сварка. – 2016. – № 1. – С. 1–19.

Поступила в редакцию 28.07.2016

IV Международная научно-техническая конференция «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ: ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ»

4–7 октября 2016 г.

г. Краматорск

Контакты: E-mail: sp@dgma.donetsk.ua; goldenmih@ukr.net; www.dgma.donetsk.ua

ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТАВРОВЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ОБРАБОТАННЫХ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОКОВКОЙ

В. В. КНЫШ, С. А. СОЛОВЕЙ, Л. И. НЫРКОВА, Л. Г. ШИТОВА, А. А. КАДЫШЕВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе изучена эффективность применения высокочастотной механической проковки для повышения характеристик сопротивления усталости тавровых сварных соединений металлоконструкций, которые эксплуатируются в условиях морского климата. Коррозионные повреждения, характерные для таких конструкций после длительной эксплуатации, получали выдержкой сварных соединений в камере соляного тумана КСТ-1 на протяжении 1200 ч. Проведены металлографические исследования зоны сварного шва и зоны термического влияния сварных соединений в исходном (неупрочненном) и упрочненном технологией высокочастотной механической проковки состояниях после воздействия коррозионной среды. Установлено, что упрочнение данной технологией не повышает стойкость соединений к воздействию нейтрального соляного тумана. Проведены испытания на усталость сварных соединений в исходном и упрочненном состояниях после влияния нейтрального соляного тумана. Установлено, что упрочнение высокочастотной механической проковкой тавровых сварных соединений до коррозионного воздействия позволяет повысить их предел ограниченной выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов на 48 % и увеличить циклическую долговечность в 2...5 раз. Библиогр. 19, табл. 1, рис. 6.

Ключевые слова: тавровое сварное соединение, нейтральный соляной туман, усталость, высокочастотная механическая проковка, ультразвуковая ударная обработка, повышение сопротивления коррозионной усталости

Для повышения коррозионной стойкости металлов и сплавов широко используются различные обработки их поверхностного слоя, способствующие изменению структуры, повышению твердости, снятию остаточных напряжений растяжения и наведению остаточных напряжений сжатия, уменьшению концентрации напряжений. Статьи последних лет по данной тематике посвящены как изучению технологических особенностей упрочнения поверхности традиционными методами пластического деформирования металла (например, дробеструйной обработкой), так и исследованию новых обработок [1–5]. В сравнении с такими затратными и малопроизводительными обработками, как оплавление поверхности наноимпульсирующим лазером [3] или импульсирующим электронным лучом высокой мощности [4], притирка стальными шариками с применением вакуумной камеры [5], обжатие в холодном или горячем состоянии [6–8], применение высокочастотной механической проковки [9, 10] имеет ряд преимуществ. Компактность, мобильность и низкая стоимость оборудования для высокочастотной механической проковки (ВМП) позволяет проводить упрочнение деталей машин и металлоконструкций в любых пространственных положениях, в полевых условиях, в том числе под водой [11]. В работах [12–15] приведены результаты экспериментальных иссле-

дований эффективности применения технологии ВМП, известной в зарубежной литературе как «ультразвуковая ударная обработка», для повышения коррозионной стойкости и характеристик сопротивления коррозионной усталости сварных соединений. В данных работах оценку коррозионной стойкости, скорости коррозии и коррозионной усталости сварных соединений проводили в растворах NaCl. Из анализа поляризационных кривых установлено, что упрочнение технологией ВМП увеличивает потенциал коррозии и уменьшает скорость коррозии зоны проковки (линии перехода металла шва в зону термического влияния). При этом циклическая долговечность стыковых сварных соединений труб увеличивается в 2 раза, а тавровых — до 6 раз. Следует отметить, что приведенные выше данные ускоренных коррозионных испытаний не дают представления о снижении эксплуатационных свойств обработанных ВМП сварных соединений по мере разрушения упрочненного слоя металла. Влияние частичного коррозионного уноса упрочненного ВМП слоя металла на поля остаточных напряжений и циклическую долговечность сварных соединений рассмотрено в работах [16, 17]. Так, в работе [16] показано, что коррозионные повреждения сварных соединений низколегированной судостроительной стали, эквивалентные 7,5 годам эксплуатации, приводят к

уменьшению толщины поверхностного слоя металла с наведенными остаточными напряжениями сжатия примерно от 1,5 до 1,0 мм) и уменьшению их максимального уровня. Авторами сделан вывод о целесообразности обработки сварных соединений технологией ВМП, поскольку в зоне проковки вместо остаточных сварочных напряжений растяжения наводятся остаточные напряжения сжатия, и они сохраняются даже при частичном уносе упрочненного слоя. В работе [17] металлографическими исследованиями установлено, что выдержка сварных соединений атмосферостойкой стали в камере влаги Г4 при повышенных температуре и влажности на протяжении 1200 ч приводит к частичному разрушению упрочненного слоя металла вследствие образования коррозионных каверн. Экспериментальные данные, полученные на тавровых сварных соединениях после коррозионного воздействия, показывают, что предварительное упрочнение технологией ВМП повышает предел ограниченной выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов таких соединений примерно на 48 %, а циклическую долговечность увеличивает в 6...8 раз. В отличие от низколегированных сталей, выдержка образцов нержавеющей стали в агрессивных средах на протяжении 1000 ч не приводит к существенному разрушению упрочненного слоя металла [18, 19]. Таким образом, результаты работ [16–19] показывают, что установление характеристик сопротивления усталости сварных соединений при значительном повреждении (коррозионном уносе) упрочненного ВМП слоя металла является актуальной задачей. Существенные коррозионные повреждения можно получить предварительной выдержкой сварных соединений в камере соляного тумана, которая позволяет имитировать эксплуатацию металлоконструкций в условиях морского климата.

Цель настоящей работы — оценить характеристики сопротивления усталости упрочненных технологией ВМП тавровых сварных соединений, после выдержки в среде нейтрального соляного тумана.

Материал и методика исследований. Экспериментальные исследования на коррозионную усталость проводили на образцах тавровых сварных соединений низколегированной стали 15ХСНД ($\sigma_T = 400$ МПа, $\sigma_B = 565$ МПа), которая широко применяется для изготовления элементов металлоконструкций длительной эксплуатации (например, в пролетных строениях железнодорожных и автомобильных мостов), имеет повышенную прочность, хорошо сваривается, устойчива в атмосферных условиях и работоспособна в диапазоне температур от -70 до 45 °С.

Заготовки под образцы сварных соединений вырезали из горячекатаного листового проката толщиной 12 мм 12 категории. Размер заготовок под тавровые соединения составлял 350×70 мм. Тавровые сварные соединения получали путем приварки ручной дуговой сваркой электродами марки УОНИ 13/55 поперечных ребер жесткости (также из стали 15ХСНД) с двух сторон пластины угловыми швами. Корневой шов (первый слой) выполняли электродами диаметром 3 мм, а облицовочный шов (второй слой) — электродами диаметром 4 мм. Форма и геометрические размеры образцов тавровых сварных соединений приведены на рис. 1. Толщина образца обусловлена широкой применимостью в инженерных сварных металлоконструкциях проката толщиной 12 мм, а ширину рабочей части 50 мм выбирали исходя из мощности испытательного оборудования.

Экспериментальные исследования проводили на сервогидравлической машине УРС-20 при переменном растяжении с асимметрией цикла $R_\sigma = 0$ и частотой 5 Гц при регулярном нагружении. Критерием завершения испытаний служило полное разрушение образцов или превышение базы испытаний $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений. Образцы испытывали в исходном и упрочненном ВМП состоянии после выдержки в коррозионной среде.

Упрочнение сварных соединений технологией ВМП проводили оборудованием USTREAT-1.0, в котором ручной компактный ударный инструмент с пьезокерамическим преобразователем соединен с ультразвуковым генератором выходной мощностью 500 Вт. При упрочнении сварных соединений технологией ВМП поверхностному пластическому деформированию подвергали узкую зону перехода металла шва в зону термического влия-

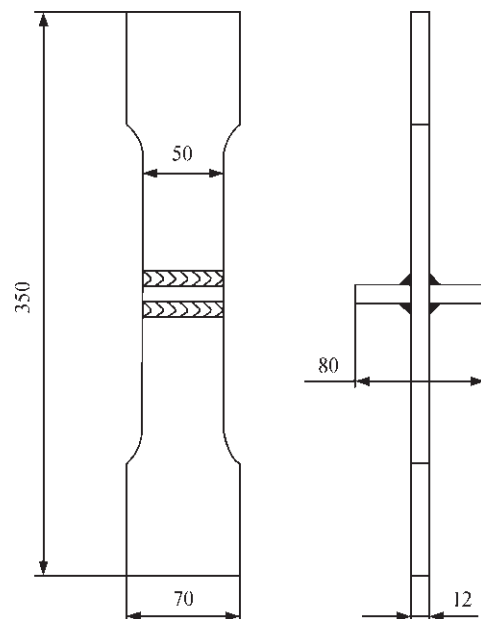


Рис. 1. Форма и геометрические размеры образцов таврового сварного соединения

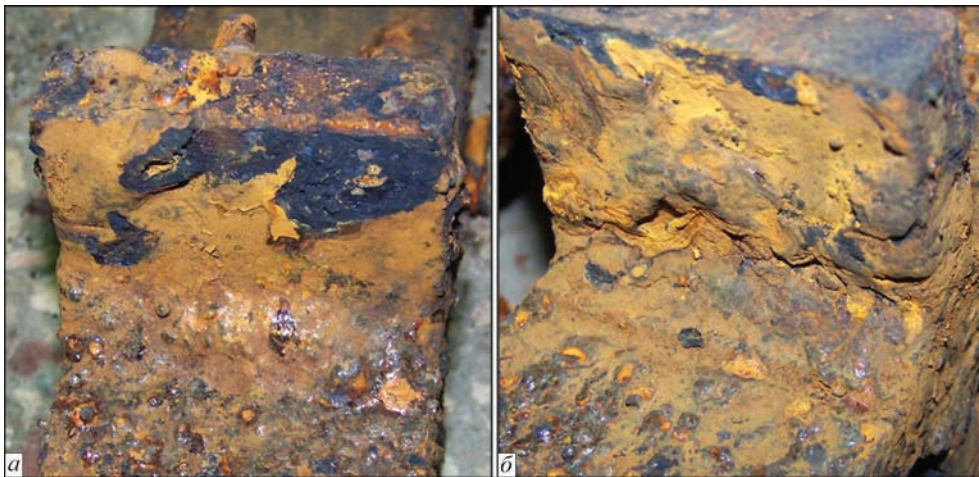


Рис. 2. Внешний вид зоны шва таврового сварного соединения в исходном (а) и упрочненном технологией ВМП (б) состояниях после влияния нейтрального соляного тумана в течение 1200 ч

ния (по линии сплавления). В качестве упрочнителя использовали однорядную четырехбойковую насадку с диаметром бойков 3 мм. Скорость выполнения ВМП при обработке тавровых сварных соединений составляла 1 мм/с, а амплитуда колебаний торца волновода ручного ударного инструмента — 25 мкм.

Для получения предварительных коррозионных повреждений сварные образцы помещали в камеру КСТ-1. Исследования проводили по ГОСТ 9.401–91 «ЕСЗКС. Покрытия лакокрасочные. Общие требования и методы ускоренных испытаний на стойкость к воздействию климатических факторов (метод 1, Б)» в камере соляного тумана КСТ-1 при температуре $(35 \pm 2)^\circ\text{C}$ при распылении раствора хлорида натрия 15 мин через каждые 45 мин исследований. Концентрация хлорида натрия в растворе $(50 \pm 5) \text{ г/дм}^3$, pH — от 6,5 до 7,2, плотность — $1,03 \text{ г/см}^3$. Электропроводность дистиллированной воды для приготовления раствора хлорида натрия — не более 20 мкСм/см при температуре $(25 \pm 2)^\circ\text{C}$. Продолжительность пребывания сварных образцов в условиях влияния нейтрального соляного тумана составляла 1200 ч.

Металлографические исследования поверхностного слоя металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) тавровых сварных соединений после выдержки в камере КСТ-1 проводили на образцах в исходном (неупрочненном) и упрочненном технологией ВМП состояниях. Результаты металлографических исследований поверхностного слоя металла шва и ЗТВ аналогичных сварных соединений в исходном и упрочненном технологией ВМП состояниях до коррозионного влияния приведены в работе [17].

Результаты исследований. После выдержки в камере соляного тумана на протяжении 1200 ч образцы покрывались слоем продуктов коррозии до 1...2 мм (рис. 2). В поверхностных слоях металла шва таврового сварного соединения в неупрочнен-

ном состоянии после выдержки в камере соляного тумана наблюдаются достаточно протяженные коррозионные повреждения в виде пятен и каверн размерами $1,95 \times 0,65$, $4,16 \times 0,26$, $2,73 \times 0,195$ мм. В металле ЗТВ коррозионные повреждения менее протяженные, но более глубокие размерами до $0,56 \times 0,52$ и $1,3 \times 0,65$ мм. Коррозионные повреждения в поверхностных слоях ЗТВ расположены преимущественно по границе сплавления зоны крупного зерна (ЗКЗ) и в некоторых случаях заполнены продуктами коррозии (рис. 3).

После упрочнения ВМП под канавкой сформировались пластически деформированные слои металла шва шириной 1,7...1,82 мм и металла ЗТВ шириной 1,3...1,7 мм. При этом их глубина, обусловленная видимыми изменениями структуры металла под канавкой, до помещения в камеру КСТ составляла 390...650 мкм. После выдерж-

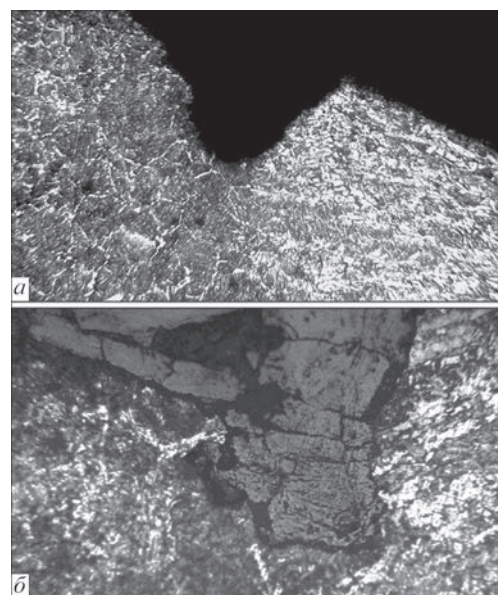


Рис. 3. Коррозионные каверны в поверхностном слое металла зоны крупного зерна таврового сварного соединения после влияния нейтрального соляного тумана в течение 1200 ч: а — $\times 100$, б — $\times 250$

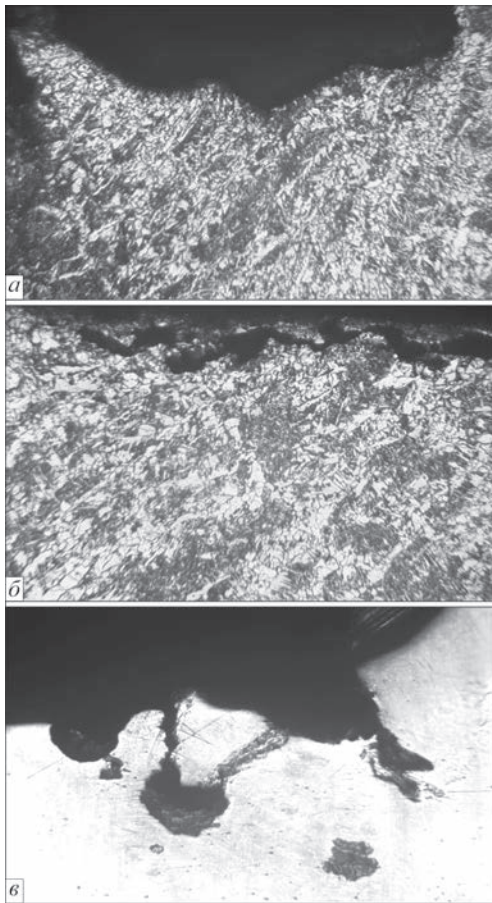


Рис. 4. Коррозионные повреждения упрочненного ВМП поверхностного слоя металла таврового сварного соединения после влияния нейтрального соляного тумана в течение 1200 ч: $\times 100$ (а, б), $\times 250$ (в)

ки образцов тавровых сварных соединений в камере КСТ-1 ширина упрочненного слоя металла уменьшилась до 0,52...1,3 мм, а глубина — до 65...455 мкм. На отдельных участках обнаружены лишь следы упрочненного ВМП слоя металла шириной 0,52 мм и глубиной 65...91 мкм, расположенные или в металле шва, или в металле ЗТВ, что свидетельствует о практически полном разрушении (уносе) упрочненного слоя.

В упрочненных поверхностных слоях металла угловых швов и ЗТВ сварных соединений после выдержки в КСТ по границе сплавления выявлены каверны в металле шва 2,6 \times 0,26 мм, 2,08 \times 0,65 мм, а в металле ЗТВ — размерами 1,69 \times 0,65 мм, 0,36 \times 0,78 мм. Характерные коррозионные повреждения упрочненного поверхностного слоя ме-

талла: коррозия пятнами с разной глубиной проникновения (рис. 4, а); поверхностная коррозия на глубину от 0,02 до 0,13 мм (рис. 4, б); сложные коррозионные повреждения, которые представляет собой каверны, переходящие в питтинги, и коррозионные трещины, переходящие в каверны, заполненные продуктами коррозии (рис. 4, в).

Результаты металлографических исследований с вычисленными значениями степени поражения и суммарными размерами проекций площади поражения, глубины проникновения коррозионных пятен и каверн в поверхностные слои металла угловых швов и ЗТВ тавровых сварных соединений приведены в таблице. Глубина проникновения коррозионных пятен в поверхностном слое металла шва и металла ЗТВ для сварных соединений в исходном и упрочненном технологией ВМП состояниях практически одинаковая и составляет 0,65 и 0,78 мм, соответственно. Таким образом, упрочнение технологией ВМП не приводит к повышению коррозионной стойкости образцов тавровых сварных соединений в условиях влияния нейтрального соляного тумана.

Результаты усталостных испытаний образцов таврового сварного соединения стали 15ХСНД после выдержки в камере соляного тумана КСТ-1 представлены на рис. 5, там же приведены экспериментальные данные, полученные в работе [17] на идентичных сварных соединениях без коррозионных повреждений.

Выдержка образцов тавровых сварных соединений в камере соляного тумана на протяжении 1200 часов приводит к снижению пределов ограниченной выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов неупрочненных сварных соединений на 25 % (со 180 до 135 МПа), а упрочненных технологией ВМП — примерно на 24,5 % (с 265 до 200 МПа). Применение технологии ВМП в качестве способа поверхностного пластического деформирования металла соединений вблизи мест локализации усталостных повреждений повышает характеристики сопротивления усталости тавровых сварных соединений, как на воздухе, так и при наличии коррозионных сред. Результаты, полученные на сварных соединениях после коррозионного воздействия (кривые 2 и 4, рис. 5), показывают, что предварительное упрочнение технологией ВМП по-

Размеры коррозионных повреждений в поверхностных слоях металла швов и зоны термического влияния тавровых сварных соединений стали 15ХСНД после выдержки 1200 ч в камере соляного тумана

Состояние образцов	Коррозия пятнами поверхностных слоев металла шва			Коррозия пятнами поверхностных слоев металла ЗТВ		
	Степень поражения, %	Глубина поражения, мм	Сумма проекции площади поражения, мм	Степень поражения, %	Глубина поражения, мм	Сумма проекции площади поражения, мм
Без упрочнения	50,4	0,039...0,65	26,52	64,0	0,065...0,65	9,78
Упрочненные ВМП	72,0	0,075...0,65	40,10	62,5	0,065...0,78	10,00

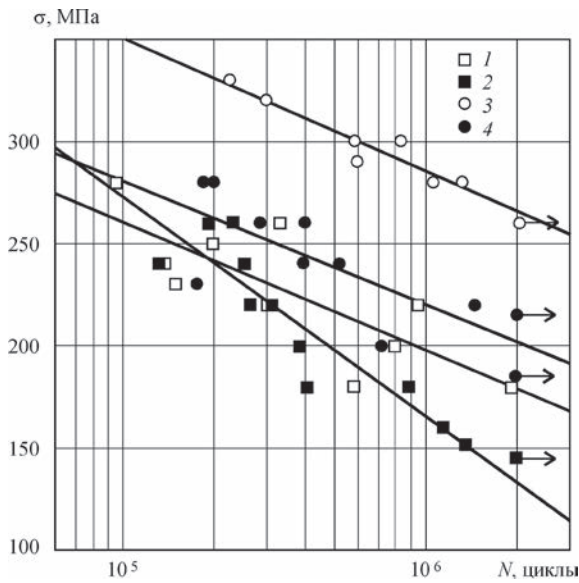


Рис. 5. Кривые усталости тавровых сварных соединений стали 15XCHD: 1, 3 — в исходном и упрочненном технологией ВМП состояниях на воздухе, соответственно [17]; 2, 4 — в исходном и упрочненном технологией ВМП состояниях после влияния нейтрального соляного тумана в течение 1200 ч соответственно

вышает предел ограниченной выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов таких соединений примерно на 48 % (со 135 до 200 МПа), а циклическую долговечность увеличивает в 2...5 раз. Следует отметить, что разрушение неупрочненных сварных соединений после выдержки в камере КСТ-1 происходило по линии перехода металла шва к металлу ЗТВ (рис. 6, а), а упрочненных ВМП — вдали от сварного шва и ЗТВ, преимущественно около захватной части (рис. 6, б). Такое разрушение свидетельствует о сопоставимости характеристик сопротивления усталости упрочненного ВМП сварного соединения и основного металла с коррозионными повреждениями.

Таким образом, экспериментально полученные результаты свидетельствуют о целесообразности применения технологии ВМП для повышения характеристик сопротивления усталости тавровых сварных соединений металлоконструкций, эксплуатируемых в условиях воздействия переменного нагружения и морского климата (кривые 2 и 4, рис. 5). Несмотря на коррозионный унос основной части упрочненного слоя металла разрушение сварных соединений происходит по основному металлу от поверхностных коррозионных повреждений. При этом следует отметить, что защита упрочненного ВМП поверхностного слоя металла от прямого воздействия агрессивных сред, а соответственно от коррозионных повреждений (например, за счет использования лакокрасочных покрытий) позволит достичь максимальных характеристик сопротивления усталости соединений (кривая 1, рис. 5).

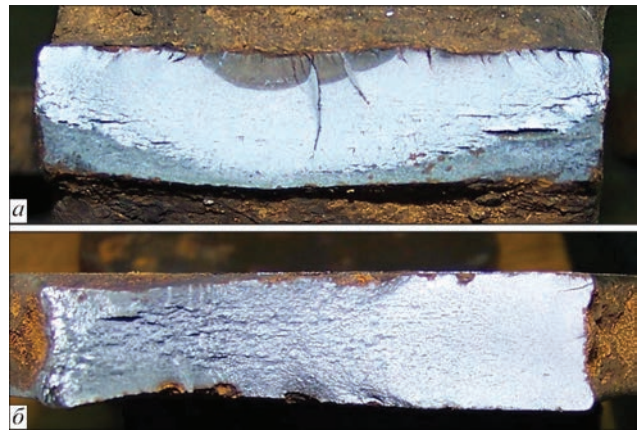


Рис. 6. Общий вид поверхности разрушения тавровых сварных соединений в исходном (а) и упрочненном технологией ВМП (б) состояниях после коррозионного воздействия и испытаний на усталость

Выводы

1. Приведены результаты металлографической оценки поверхностных слоев металла шва и зоны термического влияния сварных соединений в исходном (неупрочненном) и упрочненном технологией ВМП состояниях после воздействия нейтрального соляного тумана. Установлено, что упрочнение технологией ВМП не приводит к повышению стойкости соединений к воздействию нейтрального соляного тумана.

2. Установлена высокая эффективность применения технологии ВМП для повышения характеристик сопротивления усталости сварных соединений металлоконструкций, работающих в условиях морского климата. Упрочнение технологией ВМП тавровых сварных соединений стали 15XCHD перед выдержкой в камере нейтрального соляного тумана на протяжении 1200 часов приводит к увеличению циклической долговечности в 2...5 раз в зависимости от уровней прикладываемых напряжений и повышению предела ограниченной выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов на 48 %.

3. Показано, что разрушение неупрочненных сварных соединений после выдержки в камере КСТ-1 происходит по линии перехода металла шва к металлу ЗТВ, а упрочненных ВМП — вдали от сварного шва и ЗТВ, преимущественно около захватной части (по основному металлу). Такое разрушение свидетельствует о сопоставимости характеристик сопротивления усталости упрочненного ВМП сварного соединения и основного металла с коррозионными повреждениями.

- Ahmed A. A. Effect of shot peening parameters and hydroxyapatite coating on surface properties and corrosion behavior of medical grade AISI 316L stainless steel / Ayman A. Ahmed, M. Mhaede, M. Basta [et al.] // Surface & Coating Technology. – 2015. – Vol. 280. – P. 347–358.
- Zhiming L. Effect of high energy shot peening pressure on the stress corrosion cracking of the weld joint of 304

- austenitic stainless steel / L. Zhiming, S. Laimin, Z. Shenjin [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 637. – P. 170–174.
3. Pacquentin W. Effect of microstructure and chemical composition on localized corrosion resistance of a AISI 304L stainless steel after nanopulsed-laser surface melting / W. Pacquentin, N. Caron, R. Oltra // *Applied Surface Science*. – 2015. – Vol. 356. – P. 561–573.
 4. Hao S. Improving corrosion and wear resistance of FV520B steel by high current pulsed electron beam surface treatment / S. Hao, L. Zhao, Y. Zhang, H. Wang // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. – 2015. – Vol. 356–357. – P. 12–16.
 5. Balusamy T. Influence of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on the corrosion behaviour of AISI 304 stainless steel / T. Balusamy, T.S.N. Sankara Narayanan, K. Ravichandran, Song Park, Min Ho Lee // *Corrosion Science*. – 2013. – Vol. 74. – P. 332–344.
 6. Effect of cold working and sandblasting on the microhardness, tensile strength and corrosion resistance of AISI 316L stainless steel / Suyitno, B. Arifvianto, T. D. Widodo [et al.] // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. – 2015. – V. 19. – P. 1093–1099.
 7. Effect of surface and bulk plastic deformations on the corrosion resistance and corrosion fatigue performance of AISI 316L / A. A. Ahmed, M. Mhaede, M. Wollmann [et al.] // *Surface & Coating Technology*. – 2014. – Vol. 259. – P. 448–455.
 8. Похмурський В. І. Корозійна втома металів і сплавів / В. І. Похмурський, М. С. Хома. – Львів: СПОЛЮМ, 2008. – 304 с.
 9. Improvement of fatigue resistance of welded joints in metal structures by high-frequency mechanical peening (Review) / L. M. Lobanov, V. I. Kirian, V. V. Knysh [et al.] // *The Paton welding journal*. – 2006. – № 9. – С. 2–8.
 10. Malaki M. A review of ultrasonic peening treatment / M. Malaki, H. Ding // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 87. – P. 1072–1086.
 11. Enhancement of the fatigue strength of underwater wet welds by grinding and ultrasonic impact treatment / W. Gao, D. Wang, F. Cheng [et al.] // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 223. – P. 305–312.
 12. Abdulah A. Strength enhancement of the welded structures by ultrasonic peening / A. Abdulah, M. Malaki, A. Eskandari // *Materials & Design*. – 2012. – Vol. 38. – P. 7–18.
 13. Повышение сопротивления усталости и коррозионной стойкости сварных соединений ультразвуковой ударной обработкой и электроискровым легированием / Г. И. Прокопенко, Б. Н. Мордюк, В. В. Кныш [и др.] // *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*. – 2014. – № 3. – С. 34–40.
 14. Daavary M. Corrosion fatigue enhancement of welded steel pipes by ultrasonic impact treatment / M. Daavary, S. A. Sadough Vanini // *Materials Letter*. – 2015. – Vol. 139. – P. 462–466.
 15. Daavari M. The effect of ultrasonic peening on service life of the butt-welded high-temperature steel pipes / M. Daavari, S. A. Sadough Vanini // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2015. – Vol. 24. – P. 3658–3665.
 16. Ahmad B. Effect of ultrasonic peening and accelerated corrosion exposure on residual stress distribution in welded marine steel / B. Ahmad, M. E. Fitzpatrick // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2015. – Vol. 46. – P. 1214–1226.
 17. Повышение высокочастотной механической проковкой циклической долговечности тавровых сварных соединений в условиях умеренного климата / В. В. Кныш, С. А. Соловей, А. А. Кадышев [и др.] // *Автоматическая сварка*. – 2016. – № 3. – С. 19–24.
 18. Effect of ultrasonic impact peening on the corrosion of ferritic-martensitic steels in supercritical water / Z. Dong, Z. Liu, M. Li [et al.] // *Journal of Nuclear Materials*. – 2015. – № 457. – С. 266–272.
 19. Nasiłowska B. Shot peening effect on 904 L welds corrosion resistance / B. Nasiłowska, Z. Bogdanowicz, M. Wojucki // *Journal of Constructional Steel Research*. – 2015. – Vol. 115. – P. 276–282.

Поступила в редакцию 22.02.2016



IV Международная конференция «Нанотехнологии»

24–27 октября 2016 г.

г. Тбилиси, Грузия

Организатор:

Грузинский технический университет

Тематика

Конференция посвящена методам синтеза наноматериалов, изучению их структуры, химических, физических и технологических свойств в следующих направлениях:

- ◆ нанотехнологии ◆ нанофизика ◆ нанохимия ◆ нанобиология и наномедицина
- ◆ наноматериаловедение ◆ наноинженерия ◆ нанобезопасность ◆ нанообразование

[http:// nano2016.gtu.ge/](http://nano2016.gtu.ge/)

ВЫБОР РЕЖИМОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ЭЛЕКТРОДАМИ THERMANIT MTS616

В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, А. К. ЦАРЮК, А. Р. ГАВРИК, М. А. НИМКО, Г. Н. СТРИЖИУС

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: office@paton.kiev.ua, vsku@paton.kiev.ua

Одной из проблем получения сварных соединений сложнолегированных теплоустойчивых сталей является обеспечение требуемого уровня ударной вязкости металла шва. Улучшение его пластичности и вязкости достигается высоким отпуском после сварки с использованием режимов, регламентированных разработчиком сварочных электродов. В случае выполнения сварки опытной высокохромистой мартенситной стали электродами Thermanit MTS 616 (типа 10X9B2МФБ), с учетом условий ее получения, требовалось проведение термической обработки на 30...40 °С ниже, чем обычно применяется для швов указанного типа. Определено влияние режимов ручной дуговой сварки и длительности отпуска при 730...720 °С на твердость и ударную вязкость металла швов. Установлены интервалы выдержек при отпуске, при которых наблюдалось вторичное твердение. Выбраны режимы, обеспечивающие требуемый уровень ударной вязкости швов (работы удара $KV \geq 41$ Дж). Показано, что наряду с выбранной длительностью отпуска важным фактором, обеспечивающим повышение вязкости наплавленного металла, является применение многопроходной сварки на пониженной погонной энергии. Библиогр. 11, рис. 4.

Ключевые слова: сталь теплоустойчивая мартенситная, сварка ручная дуговая покрытыми электродами, металл шва, высокотемпературная термическая обработка, режим отпуска, твердость, ударная вязкость

Получение сварных соединений закаливающихся теплоустойчивых сталей сопряжено с необходимостью проведения после сварки высокотемпературной термической обработки. Назначение такой операции — приведение в равновесное состояние (отпуск) закалочных структур, придание сварным соединениям требуемых механических свойств и снятие остаточных напряжений. При этом одной из проблем, которой уделяется особое внимание при отпуске сварных соединений мартенситных сталей с повышенным содержанием хрома, является обеспечение требуемого уровня ударной вязкости металла шва — например, для швов с 9 % Cr работы удара $KV \geq 41$ Дж при 20 °С (при испытании образцов Шарпи, что соответствует удельной работе разрушения $KCV \approx 51$ Дж/см²) [1, 2]. Для гарантированного получения высоких значений ударной вязкости положительным фактором является повышение температуры и длительности выдержки при отпуске. По этой причине, если отсутствуют особые условия относительно возможного изменения свойств стали, отпуск выполняют при температуре отпуска основного металла на стадии его получения. Для исключения дополнительного снижения прочностных свойств основного металла может предусматриваться выполнение отпуска после сварки на 20...40 °С ниже температуры, использованной при его (основного металла) изготовлении [3]. Подобная ситуация возникла при сварке одной из опытных мартенситных сталей

с повышенным содержанием хрома в рамках исследований, выполняемых по проекту Z-Ultra 7-й Европейской программы [4]. Для сварки выбраны электроды Thermanit MTS616 (Böhler Thyssen Schweisstechnik) с мартенситным типом наплавленного металла типа 10X9B2МФБ. Рекомендуемый отпуск для такого металла швов заключается в выдержке при 760 °С в течение 2 ч [5]. Разработчиком опытной стали, с учетом режима ее термической обработки, регламентирован отпуск сварных соединений не выше 730...720 °С. Возникла необходимость проверки возможности обеспечения требуемого уровня ударной вязкости швов при указанных условиях отпуска.

Цель работы заключалась в выборе режима термической обработки сварных соединений теплоустойчивой стали с мартенситным швом типа MTS616 (10X9B2МФБ) при температуре, ниже рекомендуемой разработчиком сварочных электродов.

В экспериментах изучали свойства металла швов, полученных при ручной дуговой сварке стыковых соединений пластин толщиной 20 мм электродами Thermanit MTS616 диаметром 3,2 мм. Химический состав металла, наплавленного электродами Thermanit MTS616, мас. %: 0,11 С, 0,19 Si, 0,63 Mn, 0,016 P, 0,006 S, 8,50 Cr, 0,56 Mo, 0,57 Ni, 0,18 V, 1,58 W, < 0,1 Cu, 0,055 Nb, 0,044 N. В качестве основного металла использовали сталь, несколько отличающуюся от системы легирования металла, наплавленного выбранными элект-

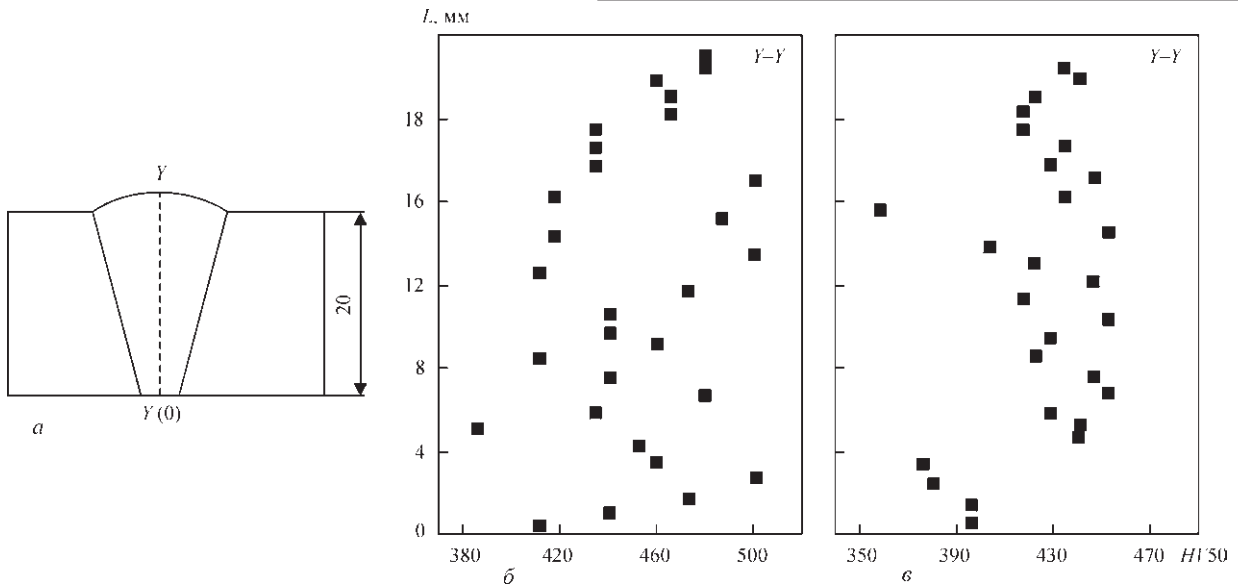


Рис. 1. Изменение твердости в центре швов: а — зона измерения в соединении; б, в — результаты для значения $I_{cb} = 100$ и 120 А соответственно (нулевой отметке соответствует точка $Y(0)$ в корневом проходе)

тродами. Для исключения перемешивания стали и электродного металла кромки пластин были облицованы металлом типа МТS616. Такой подход позволил оценивать свойства «чисто» электродного металла. Определяли влияние длительности отпуска (в пределах от 4 до 12 ч) при 720 и 730 °С на твердость и ударную вязкость металла шва при комнатной температуре. Твердость измеряли с использованием метода Виккерса при нагрузке на индентор 5 кг. Испытания на ударный изгиб выполнены с применением образцов сечением 10×10 мм с острым надрезом (тип IX по ГОСТ 6996-66).

В практике получения соединений трудносвариваемых теплоустойчивых сталей для достижения улучшенных значений ударной вязкости металла шва рекомендуется выполнять сварку валиками малой толщины на пониженных режимах [6, 7]. Этим достигается получение мелкокристаллической первичной структуры, а также частичный отпуск ранее выполненных слоев при наложении последующих валиков. Последующий высокий отпуск швов с дезориентированной кристаллической микроструктурой и с частично улучшенной вязкостью позволяет достичь требуемого уровня значений ударной вязкости. Подобный подход использован в настоящей работе.

Предварительно выполнены эксперименты по выбору режима сварки, обеспечивающего стабильное горение электрода, качественное формирование шва, хорошее сплавление наплавляемого и основного металла, легкость осуществления процесса сварки и валики малой толщины. Опыты показали, что при сварке на минимально возможном для стабильного горения дуги и пониженном токе (80...90 А) сложнее обеспечить сплавление наплавляемого металла и кромок свариваемой стали. При этом для формирования качественного

валика сварку необходимо вести на малой скорости. В таких условиях погонная энергия q/v может иметь более высокие значения, чем в случае сварки на большем токе, поскольку в последнем случае возрастание скорости плавления электрода позволяет увеличивать скорость сварки без ущерба для качества формируемого шва. Установлено, что оптимальным является сварочный ток в диапазоне 100...120 А. Для использованных в опытах режимов и техники сварки погонная энергия q/v составляла: для $I_{cb} = 100$ А — 5,15 кДж/см, для $I_{cb} = 120$ А — 3,29 кДж/см. Ток более 130...140 А приводит к сильному перегреву электродного стержня, осыпанию обмазки и усилению разбрызгивания.

Оценка характера изменения твердости вдоль вертикальной оси $Y-Y$ в поперечном сечении швов в состоянии после сварки показывает (рис. 1), что металл швов, выполненных на токе 120 А более однороден — значения твердости имеют меньший разброс, чем в случае сварки на токе 100 А. В целом можно отметить, что в данном типе швов слабо проявляется реакция металла на тепловое отпускное воздействие при выполнении последующих проходов. Под влиянием повторного нагрева твердость снижается незначительно и остается на уровне, близком к состоянию закаленного мартенсита ($HV50 - 420...500$ при сварке на токе $I_{cb} = 100$ А и около $HV50 - 400...450$ при $I_{cb} = 120$ А).

На рис. 2 и 3 представлены результаты оценки влияния длительности отпуска при температурах 720 и 730 °С на показатели вязкости (KCV, KV) и твердость металла швов, полученных при сварке на токах 100 и 120 А. Измерения твердости выполнены в четырех участках поперечного сечения шва, отстоящих друг от друга приблизительно на 1/4 толщины соединения (согласно схеме на рис. 2, а). Во всех случаях после выполненной

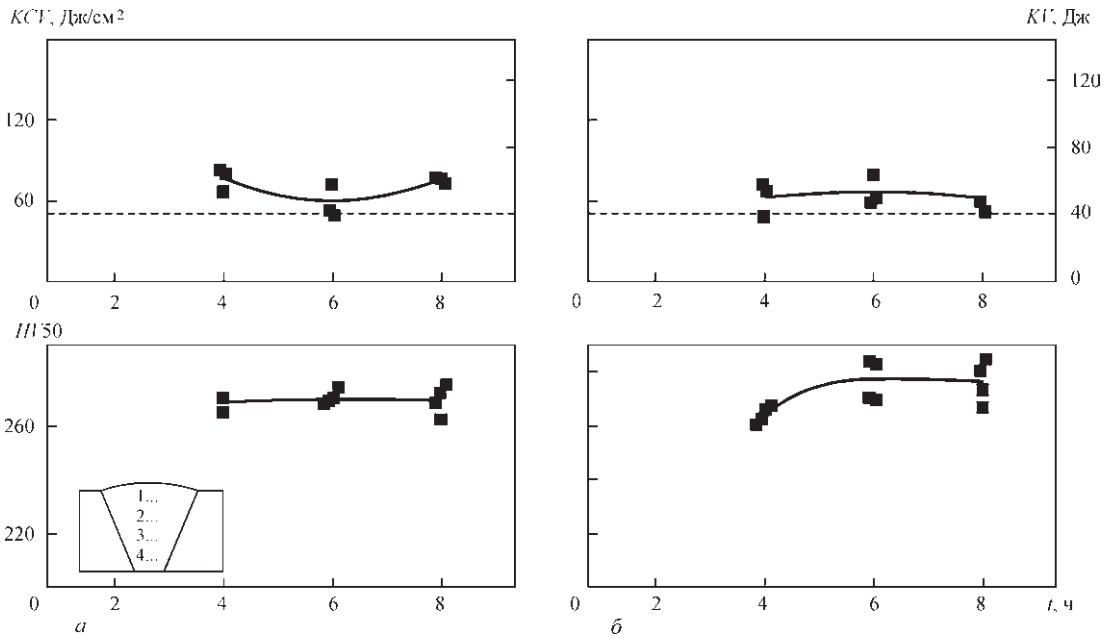


Рис. 2. Влияние режима отпуска на ударную вязкость и твердость металла шва, полученного при сварке с $I_{св} = 100$ А: а — отпуск при 720; б — 730 °С

термической обработки твердость швов соответствовала требованиям DIN EN ISO 15614-1 [8] — составляла менее HV350 согласно норме для соединений из сталей 6 группы (по DIN CEN ISO/TR 15608 [9]), к которым относится металл швов исследуемого типа. Значения ударной вязкости также превышали минимальный допустимый уровень (на графиках обозначен горизонтальной прерывистой линией). Однако у швов, выполненных на токе 120 А показатели ударной вязкости были выше, чем у швов, сваренных на токе 100 А. Это, по-видимому, связано с большей однородностью наплавленного металла и более эффективным отпуском ранее выполненных слоев под влиянием

повторного сварочного нагрева. По этой причине режим многопроходной сварки на токе 120 А можно считать более предпочтительным.

Как видно из рис. 3, твердость швов, выполненных на токе 120 А, после отпуска при 720 °С в течение 4 ч находится на более высоком уровне, чем после более длительной выдержки. Исходя из характера изменения твердости, в качестве приемлемой можно принять длительность отпуска при этой температуре, равную около 5 ч. При этом обеспечивается достаточно высокая ударная вязкость — на уровне 100 Дж/см². При отпуске при 730 °С и выдержке более 4 ч у обоих типов исследованных швов (сваренных на режимах со

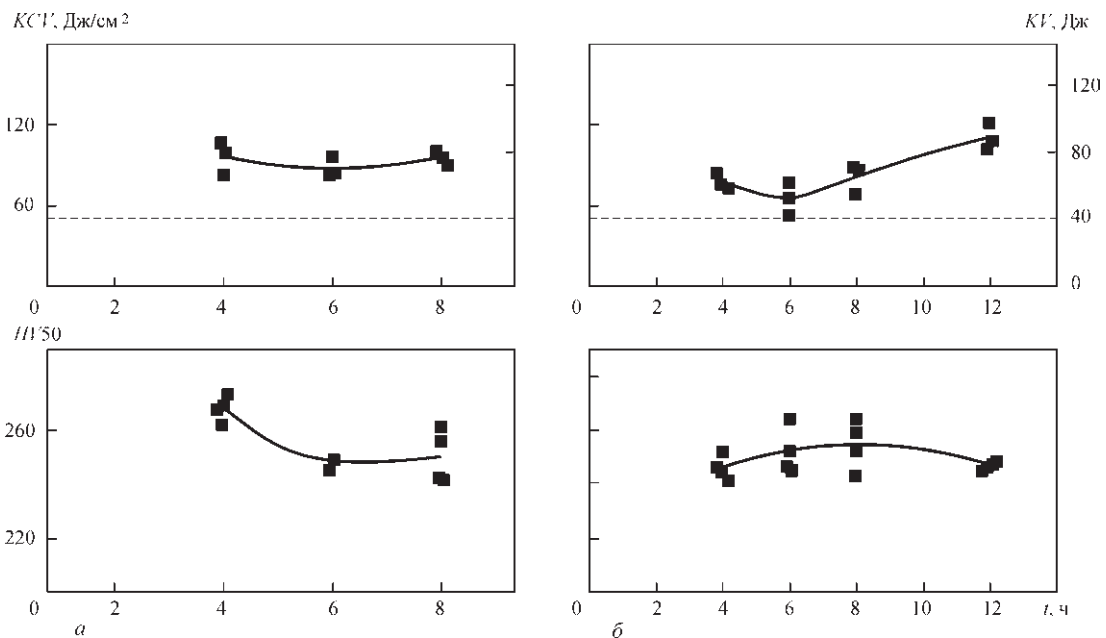


Рис. 3. Влияние режима отпуска на ударную вязкость и твердость металла шва, полученного при сварке с $I_{св} = 120$ А: а — отпуск при 720; б — 730 °С

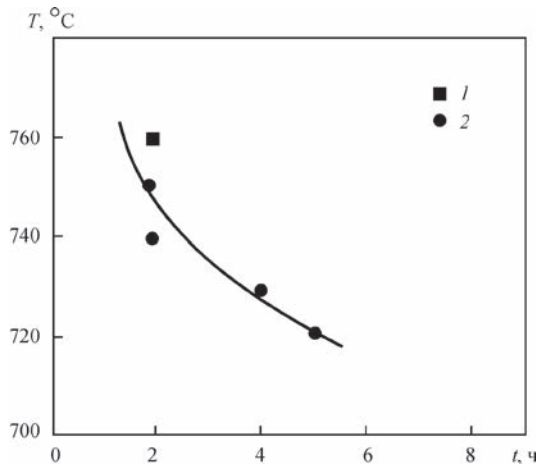


Рис. 4. Связь между температурой и выдержкой при высоком отпуске для обеспечения требуемой ударной вязкости металла швов, выполненных ручной дуговой электросваркой (1 — рекомендации изготовителя электродов, 2 — результаты экспериментов)

100 и 120 А) проявилась тенденция ко вторичному твердению. При этом у швов, выполненных на токе 120 А, заметно снизились значения KCV , которые вновь стали возрастать после выдержки в течение 8 ч и более. Учитывая, что высокотемпературная термическая обработка является энергозатратной и дорогой операцией, экономически более выгодным является отпуск при возможных меньших выдержках. Поэтому в случае термической обработки при 730 °С целесообразно применять выдержку около 4 ч. После такого режима отпуска значения KCV достигают уровня примерно 80 Дж/см². Эти же режимы отпуска можно применять и для швов, выполненных на токе 100 А, однако, как показали полученные результаты, в этом случае швы имеют более низкую ударную вязкость (на уровне около 60 Дж/см²).

В качестве обобщения на рис. 4 представлена зависимость, показывающая связь между температурой и длительностью выдержки в процессе высокого отпуска, при которых обеспечивается ударная вязкость металла швов KV не ниже минимальной величины 41 Дж.

Следует отметить, что в некоторых случаях при оценке свойств металла шва в качестве критерия допустимой величины ударной вязкости используют значение $KV = 27$ Дж [10]. Данная величина KV регламентирована для поперечного сечения бесшовных труб из теплоустойчивых сталей (см., например, стандарт BS EN 1021602:2002 [11]). Однако, по нашему мнению, применение такого критерия для швов представляется дискуссионным. Пониженная вязкость в поперечном сечении стенки трубы, в случае резкого возрастания действующих нагрузок (которые, например, формируются при опробовании трубных систем при

гидроиспытаниях или запуске высокотемпературных компонентов), вероятнее всего может вызвать разрушение в виде расслоения без сквозного повреждения. Такая же низкая вязкость металла шва с литой структурой может обусловить его поперечное разрушение и формирование сквозного повреждения, что является весьма опасным дефектом. Поэтому в данной работе авторы все же стремились обеспечить более высокие значения ударной вязкости металла швов, руководствуясь требованием $KV \geq 41$ Дж.

Таким образом, выполненные исследования показали возможность обеспечения требования к ударной вязкости $KV \geq 41$ Дж металла мартенситного шва типа 10X9B2MФБ, выполненного ручной дуговой сваркой электродами Thermanit MTS616, при отпуске при температуре на 30...40 °С ниже температуры, рекомендуемой разработчиком электродов. Условиями обеспечения требуемого уровня вязкости являются:

- многопроходная сварка тонкими валиками на режимах с пониженной погонной энергией (например 3,3...5,1 кДж/см при сварке электродами диаметром 3,2 мм);

- высокотемпературная термическая обработка после сварки при температуре 730...720 °С в течение 4...5 ч.

1. Bergquist E.-L. Consumables and welding modified 9Cr-1Mo steel / E.-L. Bergquist // Svetsaren. – 1999. – № 1–2. – P. 22–25.
2. Хойзер Г. Присадочные материалы для сварки в энергетическом машиностроении / Г. Хойзер // Автоматическая сварка. – 1997. – № 9. – С. 40–44, 47.
3. Петров Г. Л. Сварка жаропрочных нержавеющей сталей / Г. Л. Петров, В. Н. Земзин, Ф. Г. Гонсеровский. – М.: Машгиз, 1963. – 248 с.
4. Режим доступа <http://www.z-ultra.eu> – Z phase strengthened steels for ultra-supercritical power plants.
5. Welding filler metals. Welding guide. – Hamm: Böhler Thyssen Sveisstechnik, 2005. – 576 p.
6. Rosenbrock L. A. A critical overview of the welding of P91 Material / L. A. Rosenbrock // Australia Welding Journal. – 2001. – 46, Second Quarter. – P. 5–8.
7. Welding of new types of steel for power plant construction / W. Adam, W. Mischok, G. Wellnitz [et al.] // Welding and Cutting: Welding Conference in Bremen (28th-30th Sept. 1994). – Böhle Welding special addition, 1994. – 11 p.
8. DIN EN ISO 15614-1. Anforderung und Qualifizierung von Schweißverfahren für metallische Werkstoffe – Schweißverfahrensprüfung – Teil 1: Lichtbogen- und Gasschweißen von Stählen und Lichtbogenschweißen von Nickel und Nickellegierungen. Deutsche Fassung prEN ISO 15614-1:20013.
9. DIN CEN ISO/TR 15608. Schweißen – Richtlinien für eine Gruppeneinteilung von metallischen Werkstoffen. Deutsche Fassung CEN ISO/TR 15608:2013.
10. Мохила П. Влияние послесварочной термической обработки на механические свойства сварных соединений стали P92, выполненных дуговой сваркой под флюсом / П. Мохила, К. Фолдынова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 4. – С. 36–39.
11. BS EN 1021602:2002. Seamless steel tubes for pressure purposes – Technical delivery conditions. Part 2: Non-alloy steel tubes with specified elevated temperature properties. CEN 2007.

Поступила в редакцию 29.02.2016

ОСОБЕННОСТИ ПОРООБРАЗОВАНИЯ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ПАРОПРОВОДОВ В УСЛОВИЯХ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

В. В. ДМИТРИК¹, А. В. ГЛУШКО¹, С. Г. ГРИГОРЕНКО²

¹НТУ «ХПИ». 61002, г. Харьков, ул. Фрунзе, 21. E-mail: omsroot@kpi.kharkov.ua

²ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлены результаты исследования порообразования в металле сварных соединений паропроводов, длительно эксплуатируемых в условиях ползучести. Выявлены особенности порообразования на участках зоны термического влияния сварных соединений, что позволяет повысить оценку диагностирования их остаточного ресурса. Критическим порогом повреждаемости сварных соединений является местная плотность микропор величиной 1500...1800 пор/мм² размером от 0,8 мм и более. Библиогр. 7, рис. 7.

Ключевые слова: сварные соединения паропроводов, поры, остаточный ресурс, диагностирование, повреждаемость, диффузионное перемещение

Диагностирование остаточного ресурса сварных соединений паропроводного тракта ТЭС, выработавших свой парковый ресурс, является в настоящее время важнейшей задачей тепловой энергетики Украины.

В процессе длительной эксплуатации сварных соединений из Cr–Mo–V теплоустойчивых перлитных сталей в условиях ползучести их повреждаемость преимущественно обусловлена образованием и развитием пор. Повреждаемость порами металла участков зоны термического влияния (ЗТВ), а также металла шва и основного металла изучена недостаточно, что не позволяет диагностировать с достаточной точностью остаточный ресурс сварных соединений паропроводов.

Зарождение и развитие пор в металле паропроводов следует рассматривать как взаимосвязанные составляющие процесса их повреждаемости. Целью работы являлось изучение особенностей механизма порообразования в металле длительно эксплуатируемых сварных соединений паропроводов из сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ. Результаты исследований позволили обеспечить снижение интенсивности порообразования и уточнить диагностирование остаточного ресурса сварных соединений паропроводов [1–7], повреждаемость которых является более интенсивной, чем интенсивность повреждаемости самих паропроводов.

Структура металла сварных соединений изучалась с помощью микроструктурного, микрорентгеноспектрального и рентгенографического методов путем использования экспериментальных образцов, а также образцов, вырезанных из действующих паропроводов (ТЭС г. Змиев, ТЭС г. Энергодар). Изучение процессов обра-

зования микропор и микротрещин проводилось путем использования электронной и световой микроскопии.

Зарождение микропор происходит вследствие сопряженного действия диффузионного и деформационного механизмов. Диффузионный механизм обеспечивает направленное перемещение легирующих элементов, что приводит к образованию сегрегаций, а также обеспечивает перемещение микронесплошностей и их слияние [1]. Деформационный механизм включает процесс перемещения дислокаций и их торможение, что обеспечивает локальное увеличение плотности дислокаций и образование зародышевых пор, размер которых может составлять примерно 0,1 мкм.

Диффузионное перемещение легирующих элементов (хрома и молибдена) из центральных зон зерен α -фазы в их приграничные зоны, а также перемещение приведенных элементов по границам зерен, что приводит к образованию сегрегаций, способствует протеканию карбидных реакций I гр [1]. Перемещение легирующих элементов вызывает уменьшение прочностных характеристик зерен α -фазы, что подтверждается, соответственно, фрагментацией (полигонизацией) зерен и увеличенным уровнем их деформации [2]. Установлено, что уровень деформации участков ЗТВ значительно превышает массовую деформацию паропроводов, составляющую (при наработке сварных соединений свыше 250000 ч) около 0,5...0,7 %. (рис. 1). Можно показать, что деформация металла шва сварных соединений незначительно отличается от деформации металла самих паропроводов.

В исходном металле сварных соединений микронесплошности и микропоры по телу зерен

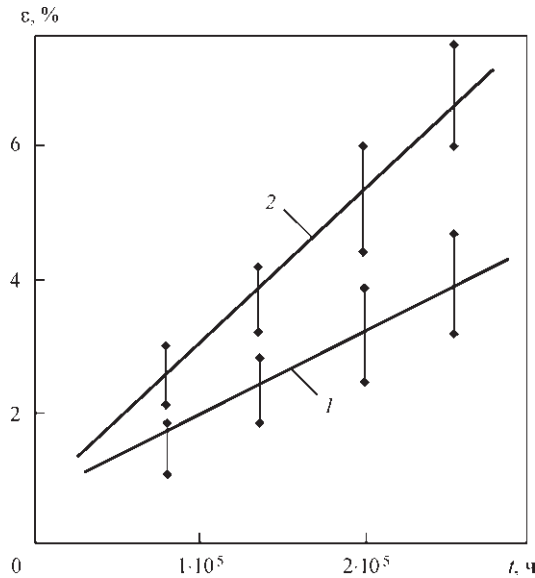


Рис. 1. Зависимость относительной деформации металла сварных соединений стали 12Х1МФ от длительности его наработки: 1 — металл участка перегрева ЗТВ; 2 — участка неполной перекристаллизации

α -фазы и по их границам расположены хаотически. Такое их расположение сохраняется примерно до 150000 ч наработки паропроводов. В процессе дальнейшей наработки образование пор происходит с определенной ориентировкой. Форма пор от шаровидной и эллипсоидной (правильной) в процессе их развития становится разветвленной (неправильной). Затем слившиеся поры превращаются в трещину (рис. 2). Трещины ползучести имеют зигзагоподобный вид и развиваются после наработки сварных соединений свыше 270 тыс. ч преимущественно по хрупкому ме-



Рис. 2. Микрошлиф ($\times 500$) металла сварного соединения паропровода из стали 12Х1МФ с повреждениями по механизму ползучести. Ресурс 280 тыс. ч. Температура эксплуатации 545...565 °С

ханизму. Порообразование существенно зависит от структуры сварных соединений [7].

Для уточнения диагностирования остаточного ресурса сварных соединений целесообразно определять плотность пор на тех участках ЗТВ сварных соединений, где отмечается наибольшая структурная неоднородность. Например, на участке неполной перекристаллизации, где новые продукты распада аустенита представляют глобуляризованный перлит [6].

Образование пор происходит преимущественно по границам зерен α -фазы и зависит от: расположения границ зерен относительно рабочих напряжений; структуры и строения границ зерен (границы между двумя и тремя зернами); наличия выделений вторых фаз по границам зерен. Порообразование можно рассматривать как эффект конденсации вакансий, обусловленный степенью пластической деформации, что приводит к локальному пересыщению вакансиями границ зерен и образованию микронесплошностей [4, 6]. Их образование в условиях ползучести обеспечивается проявлением внутреннего скольжения и проскальзывания по границам зерен α -фазы. Наиболее интенсивно — в местах нахождения коагулирующих выделений вторых фаз [2].

Проскальзывание по границе зерна α -фазы в местах взаимодействия границы с коагулирующим выделением приводит к раскрытию полости, развивающейся в зародышевую микропору (рис. 3). Дальнейшее развитие порообразования характеризуется определенной стадийностью и зависит от структуры и условий эксплуатации паропроводов (рис. 4).

В условиях ползучести (наработка сварных соединений более 250000...280000 ч) порообразование по телу зерен α -фазы носит хаотический характер, однако их расположение по границам зерен имеет определенные особенности. Микропоры образуются:

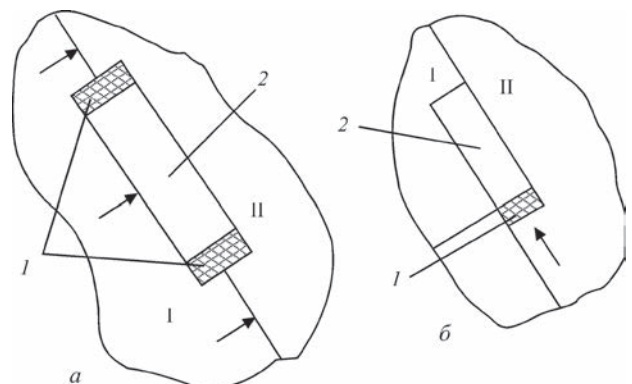


Рис. 3. Схема образования зародыша микропоры: а — образование полости 1 на торцах выделения второй фазы 2; б — проскальзывание по границе у выделения 2, приводящее к образованию зародыша микропоры 1 (I, II — зерна, разделенные границей)

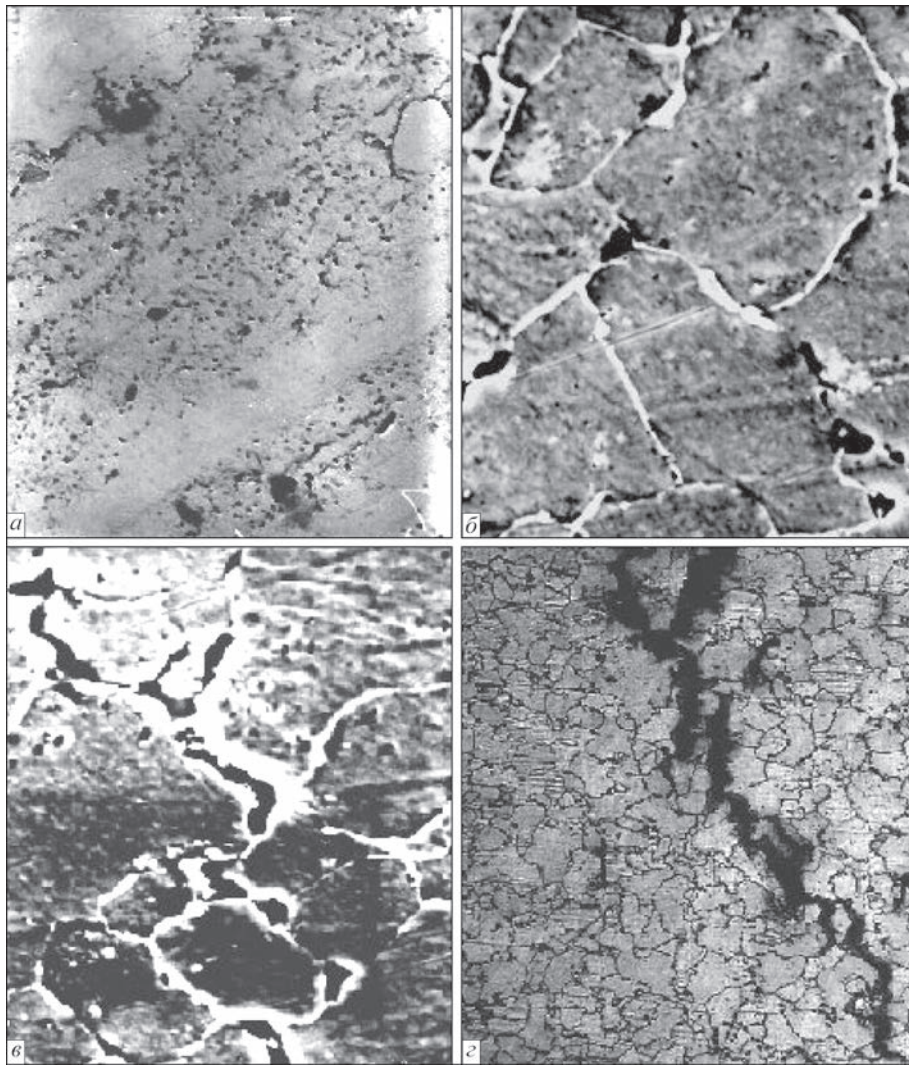


Рис. 4. Последовательность развития пор в сварных соединениях стали 12X1MΦ: *a* — зародышевые поры диаметром 0,1...0,3 мкм ($\times 5000$); *b* — единичные поры диаметром 1...4 мкм по границам зерен ($\times 2500$); *v* — поры на стадии объединения в микротрещины ($\times 2500$); *z* — трещина ползучести ($\times 500$)

1. На границах, перпендикулярных растягивающим напряжениям, в местах, где расположены коагулирующие выделения вторых фаз (преимущественно $M_{23}C_6$) — около 70 %.

2. На стыке трех зерен без выделений вторых фаз — 20 % (рис. 5).

3. На стыках двух зерен — 10 %.

Образование микропор вызывает снижение пластичности металла и связано с наличием остаточной деформации. Например, при массовой деформации металла сварного соединения 0,6 % деформация металла участка неполной перекристаллизации ЗТВ может составлять 4...6 %, (наработка 280000 ч), что близко к данным Ф. А. Хромченко (6...8 %, наработка 250000 ч) [4].

Заметим, что Ф. А. Хромченко участок неполной перекристаллизации ЗТВ называет «мягкой прослойкой», хотя ее твердость в сварных соединениях рассматриваемых сталей 15X1M1Φ и 12X1MΦ может быть не меньше твердости других участков ЗТВ. Участок неполной перекри-

сталлизации характеризуется наибольшим пересыщением вакансиями по сравнению с другими участками сварного соединения. Такое пересыщение обусловлено самодиффузией хрома и молибдена из центральных зон зерен α -фазы в пригра-

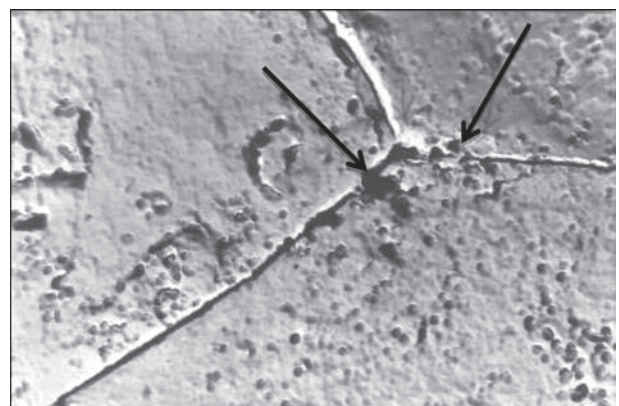


Рис. 5. Микршлиф ($\times 14000$) металла участка неполной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения стали 12X1MΦ, показывающий зарождение пор на границе трех зерен (стрелки). Нарботка 275637 ч

ничные зоны и образованием сегрегаций, а также диффузией вакансий и образованием флуктуаций вакансий [6]. Флуктуации в процессе наработки сварных соединений свыше 250000 ч имеют тенденцию увеличиваться. Подтверждается предположение Гринвуда, что поры на границах зерен в условиях ползучести следует рассматривать как эффект конденсации вакансий, избыток которых относительно равновесной концентрации создается пластической деформацией [5]. Установлено, что количество микропор увеличивается при увеличении пластической деформации. Порообразованию способствует уменьшение энергии границ зерен при ликвидации части их поверхности, что можно расценивать как начальный период рекристаллизации. Связь между пересыщением вакансиями (Δ/c_0) и радиусом растущего зародыша в процессе диффузионного зарождения поры определяли по Я. Е. Гегузину [5]

$$r = \frac{2\gamma V}{kT(\Delta/c_0)},$$

где γ — поверхностная энергия; $V = b^3$ — атомный объем; $\Delta = c_1 - c_0$ — изменение концентрации вакансий; c_1 — установленная концентрация вакансий; c_0 — равновесная концентрация вакансий; k — постоянная Больцмана; T — температура.

Можно представить, что концентрация вакансий в металле сварных соединений (наработка более 250000 ч) в 4...8 раз превышает равновесную.

Учитывая $b = 3 \cdot 10^{-3}$ см и $\gamma = 500$ эрг/см², получим для температуры 545 °С размер зародыша поры, включающий примерно $10^7 \dots 10^9$ вакансий. При дальнейшей эксплуатации в условиях рабочих напряжений и температур, а также влияния дополнительных факторов (перегревы, пуски-остановы, локальное увеличение напряжений и др.) величина пересыщения вакансиями может быть увеличена примерно на 30...40 %.

Возле коагулирующих выделений, где скапливаются дислокации, создаются соответствующие растягивающие напряжения. Скопление дислокаций отмечается при электронно-микроскопических исследованиях тонких фольг из образцов сварных соединений после их наработки свыше 270000 ч. Подтверждением является образование полигональной структуры зерен α -фазы, т.е. их фрагментация (рис. 6). В структуре кристаллов α -фазы, в условиях ползучести, скольжение происходит в направлении диагоналей кубической решетки $\langle 111 \rangle$ по совокупности додекаэдрических плоскостей $\{110\}$. После наработки сварных соединений более 250000 ч скольжение происходит сначала по плоскостям $\{112\}$, а затем и по плоскостям $\{123\}$. Проскальзывание по границам зерен, в зависимости от расположения выделения, при-

водит к возникновению, соответственно, растягивающих и сжимающих напряжений (см. рис. 3). Длительно действующие растягивающие напряжения приводят к раскрытию полости. Зарождение микропор связано так же с образованиемazole коагулирующих выделений субграниц.

Известные модели образования пор не учитывали наличие коагулирующих выделений по границам зерен. Заметим, что скорость проскальзывания, необходимая для образования микропор в длительно эксплуатируемых сварных соединениях, является различной. Скорость зависит от расположения границ зерен, их строения, наличия на них коагулирующих выделений вторых фаз и интенсивности их коагуляции. Размеры выделений по длине, расположенных по границам зерен, при наработке сварных соединений свыше 280000 ч могут составлять 1...5 мкм. Установлено, что количество пор, образующихся на границах зерен, зависит от их деформации. Например, в металле участка неполной перекристаллизации ЗТВ сварных соединений стали 15Х1МФ при его деформации 5...7 % усредненная плотность пор размером 2...8 мкм на 1 мм² составляла 7,2. Деформация участков ЗТВ существенно зависит от их структуры. При наличии в структуре участка неполной перекристаллизации новых продуктов распада аустенита в виде глобуляризованного перлита его деформация может составлять 5...7 %, в виде сорбита — 1...2 %, троостита — около 1 % при массовой деформации сварных соединений около 0,7 %. Плотность пор в зависимости от наработки сварных соединений, имеющих соответствующую структуру новых продуктов распада аустенита, распределилась следующим образом (рис. 7).

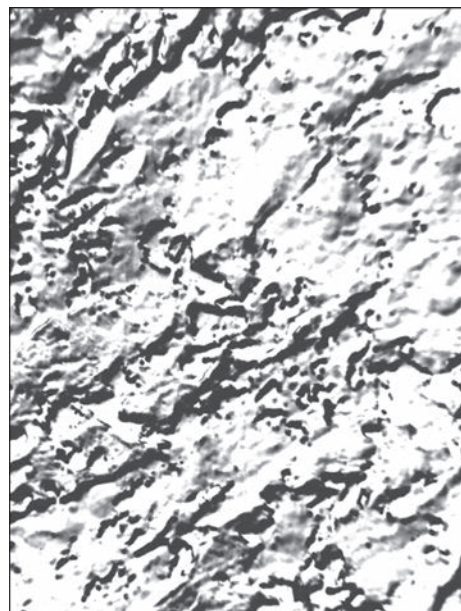


Рис. 6. Фрагментированная структура участка неполной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения стали 15Х1МФ ($\times 6000$). Ресурс 270000 ч

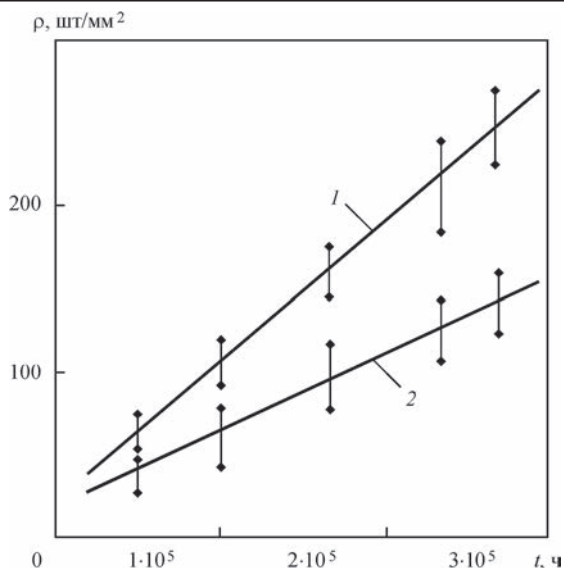


Рис. 7. Зависимость плотности пор ползучести ρ (продольный размер 0,5...1,1 мкм), образующихся на участке неполной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения стали 12Х1МФ от длительности его наработки t . Новые продукты распада аустенита: 1 — глобуляризованный перлит; 2 — сорбит. Нароботка — 276000 ч

Из полученных результатов следует, что плотность микропор (примерно 1500...1800 пор/мм²), размер которых составляет более 0,8 мкм, можно считать критической. Дальнейшее увеличение плотности пор приводит к ускоренному их слиянию и образованию трещин ползучести. Такие трещины развиваются преимущественно по хрупкому механизму, чему способствуют наличие коагулирующих выделений по границам зерен α -фазы и наличие зернограницных сегрегаций.

Количество пор при постоянно действующих растягивающих напряжениях зависит от взаимодействия внутреннего скольжения и проскальзывания, что первоначально обеспечивается самодиффузией хрома и молибдена, а также диффузией вакансий. Их торможение, т.е. снижение интенсивности, в условиях ползучести приводит к увеличению стабильности структуры.

Проскальзывание можно рассматривать как эффект относительного смещения локальных участков границ зерен. Зарождение микронесплошностей у выделений связано с нарушением

когерентности выделений и зерен α -фазы, что отмечается при коагуляции выделений. Увеличение стабильности структуры металла сварных соединений, длительно эксплуатируемых в условиях ползучести, существенно уменьшает интенсивность порообразования.

Выводы

1. Выявлено, что наиболее интенсивно порообразование происходит на участке неполной перекристаллизации ЗТВ сварных соединений, где новые продукты распада аустенита представляют глобуляризованный перлит.

2. Установлено, что при повреждаемости сварных соединений паропроводов, длительно эксплуатируемых в условиях ползучести, плотность микропор 1500...1800 пор/мм², размером от 0,8 мкм и больше, можно считать критической.

3. Показано, что количество микропор на участках металла ЗТВ сварных соединений паропроводов зависит от деформации участков и является наибольшим на участке неполной перекристаллизации, где новые продукты распада аустенита представляют глобуляризованный перлит.

1. Дмитрик В. В. Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений при длительной эксплуатации / В. В. Дмитрик, В. Н. Баумер // *Металлофизика, новейшие технологии.* — 2007. — Т. 2, № 7. — С. 937–947.
2. Особенности деградации металла сварных соединений паропроводов / В. В. Дмитрик, О. В. Соболев, М. А. Погребной [и др.] // *Автоматическая сварка.* — 2015. — № 7. — С. 12–17.
3. Трубочев В. М. Методы оценки микроповреждаемости металла длительно работающих паропроводов ТЭС / В. М. Трубочев, Н. И. Каменская // *Металловедение и термическая обработка металлов.* — 2012. — № 8. — С. 49–54.
4. Хромченко Ф. А. Ресурс сварных соединений паропроводов / Ф. А. Хромченко. — М.: Машиностроение, 2002. — 351 с.
5. Розенберг В. М. Ползучесть металлов / В. М. Розенберг. — М.: Металлургия, 1967. — 275 с.
6. Уточнение механизма повреждаемости металла длительно эксплуатируемых сварных соединений паропроводов / В. В. Дмитрик, Т. А. Сиренко, С. М. Барташ [и др.] // *Восточно-Европейский журнал передовых технологий.* — 2015. — № 6. — С. 13–18.
7. Березина Т. Г. Структурный метод определения остаточного ресурса деталей длительно работающих паропроводов / Т. Г. Березина // *Теплоэнергетика.* — 1986. — № 3. — С. 53–56.

Поступила в редакцию 12.05.2016

ExpoWELDING 2016

18–20 октября 2016 г.

г. Сосновице, Польша

Экспо Силезия и Институт сварки Польши
проводят очередную сварочную выставку ExpoWELDING 2016

<http://exposilesia.pl>

СОВРЕМЕННЫЕ ПОДХОДЫ К ПРОВЕДЕНИЮ ТОКСИКОЛОГО-ГИГИЕНИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ СВАРОЧНЫХ АЭРОЗОЛЕЙ (ОБЗОР)

А. О. ЛУКЬЯНЕНКО¹, А. В. ДЕМЕЦКАЯ²

¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ГУ «Институт медицины труда НАМН Украины». 01033, г. Киев, ул. Саксаганского, 75.

В работе представлен обзор результатов по изучению наноразмерных фракций в воздухе рабочей зоны при сварочных работах и в зоне дыхания сварщика, а также данные токсикологических исследований сварочных аэрозолей (СА) в экспериментах на лабораторных животных (*in vivo*) и в опытах на культуре клеток (*in vitro*). Высказано предположение, что высокий уровень заболеваемости электросварщиков может быть обусловлен не только токсичностью компонентов СА, имеющих раздражающее и мутагенное действие, но также и способностью к глубокому проникновению в ткани частиц нанодиапазона (наночастиц). Представлены данные о гигиенических исследованиях эмиссии наночастиц в воздух рабочей зоны при сварочных работах, а также об изучении депонирования наноразмерных фракций в респираторном тракте сварщиков. Показано, что уменьшение содержания хрома шестивалентного и марганца в сварочном материале предполагает повышение концентрации других металлов, а значит, не гарантирует безопасности для сварщика. Обоснована роль прогнозирования вредного воздействия СА на организм путем контролирования условий труда с использованием современных гигиенических подходов. Обосновано совместное применение методов *in vitro* и *in vivo* для получения наиболее полной информации о потенциальной опасности СА, об особенностях биологического действия его компонентов, а также необходимость разработки не только информативных, но при этом, менее трудоемких и затратных экспресс-методов скрининговой оценки токсичности СА, образующихся при различных видах сварки, которые позволят оценить суммарный эффект от воздействия всей совокупности токсикантов, присутствующих в твердой составляющей СА, включая неидентифицированные компоненты. Библиогр. 21.

Ключевые слова: сварочный аэрозоль, твердая составляющая сварочного аэрозоля, воздух рабочей зоны, цитотоксичность, *in vitro*, *in vivo*, наночастицы

Среди работников, подвергающихся воздействию комплекса вредных факторов, особое место занимают представители сварочных профессий. Это обусловлено широким использованием сварочных технологий и работ в различных отраслях промышленности, строительстве, транспорте и т.д. [1]. При этом количество сварщиков неуклонно увеличивается. Так, если в 2008 г. их количество составляло более 1 млн человек, то уже в 2010 г. сообщалось о 5 млн сварщиков во всем мире [2], что может быть связано с увеличением численности населения и развитием инфраструктуры.

В зависимости от вида производственной операции, вида металла, типа сварочных материалов, технологий производства сварщик находится под влиянием различных по природе вредных производственных факторов. Исследования наличия вредных веществ в воздухе рабочей зоны и зоне дыхания работающих, занятых различными видами и способами сварки, показали, что наиболее неблагоприятным фактором является именно химический. Выполнение сварочных работ сопровождается образованием вредных факторов химической природы, основу которых составляют токсичные компоненты сварочного аэрозоля (СА), а также пыль флюсов. В свою очередь их количе-

ственный и качественный состав зависят от метода сварки, состава металла и др. [3].

Следует отметить, что среди совокупности вредных промышленных факторов СА по мнению многих исследователей оказывают наиболее негативное влияние на организм человека. Биологическая активность соединений металлов, входящих в состав СА, зависит от их способности связываться с белками крови и тканей, повышать проницаемость клеточных мембран или повреждать их, блокировать внутриклеточные и внеклеточные ферментные системы, что, в конечном итоге, приводит к развитию патологических изменений в организме. Результаты анализа показателей заболеваемости электросварщиков позволили установить, что наиболее чувствительными к воздействию специфического комплекса вредных факторов является нервная, дыхательная и костно-мышечная системы [4]. Клинические и эпидемиологические исследования свидетельствуют в пользу ассоциации пульмонологических эффектов с увеличением случаев сердечно-сосудистых нарушений, и результаты недавних токсикологических исследований на лабораторных животных *in vivo* подтвердили гипотезу о прямом повреждающем действии СА на сердечно-сосудистую систему [5].

Известно, что степень риска вредного воздействия СА на организм, в первую очередь, определяется способом сварки и видом сварочного оборудования, технологическими параметрами режимов сварки (сила сварочного тока, напряжение дуги, диаметр электрода), видом и составом (маркой) сварочного материала. При этом характер развития и тяжесть протекания заболеваний сварщиков, вызванных вредными веществами СА, зависят от их концентрации в зоне дыхания. Концентрация твердой составляющей и других вредных веществ СА в зоне дыхания сварщиков растет пропорционально скорости их образования в зоне дуги [1].

Несмотря на то, что СА изучаются достаточно давно, до сих пор не выяснены многие вопросы о зависимости их биологической агрессивности от основных физико-химических свойств. К последним можно отнести дисперсность частиц твердой составляющей сварочных аэрозолей (ТССА), их структурные параметры, растворимость отдельных соединений. В настоящее время существуют предположения, что высокий уровень заболеваемости электросварщиков обусловлен не только токсичностью компонентов СА, характеризующихся раздражающим и мутагенным действием, но также и способностью к глубокому проникновению в ткани частиц нанодиапазона (наночастиц). Как известно, в последние годы накоплено достаточно экспериментальных данных, которые свидетельствуют в пользу того, что веществам в нанодиапазоне присуща большая биологическая активность и повреждающее действие [6, 7].

В частности, результаты проведенных морфологических и химических исследований свидетельствуют об одинаковой природе и подобных механизмах образования ТССА при сварке электродами с различными видами покрытий. Главными составляющими всех ТССА являются частицы наноразмеров. В основном они сгруппированы в агломераты, насчитывающие от нескольких до тысяч частиц, которые, согласно рентгеноспектральному микроанализу, состоят преимущественно из соединений щелочных металлов, силикатов и оксидов железа. При этом интегральный химический состав наноразмерных частиц ТССА существенно зависит от вида электродного покрытия. Установлено, что минимальные размеры в устойчивых составляющих ТССА в исследованных сварочных электродах (УОНИ 13/45 и 2 ЦМ7) достаточно близки (300...600 нм) [8], однако при этом характеристики растворимости в водной среде и устойчивость к механическому воздействию значительно отличаются.

Данное обстоятельство является чрезвычайно важным с точки зрения потенциально опасного

взаимодействия СА с организмом человека и обуславливает необходимость исследований наноразмерных фракций ТССА в зоне дыхания сварщика. В европейских странах и США исследования депонирования наноразмерных фракций в респираторном тракте представителей сварочных профессий выполняют путем использования индивидуальных пробоотборников [9]. Так, при изучении депонирования в респираторном тракте наноразмерных фракций хрома, марганца и никеля при газовой дуговой сварке металлическим электродом в среде защитных газов низкоуглеродистой и нержавеющей стали и при дуговой сварке порошковой проволокой низкоуглеродистой стали сварщики были снабжены индивидуальными пробоотборниками наноразмерных фракций СА, а также кассетными фильтрами для оценки общего количества частиц. Концентрации марганца для обоих сварочных процессов колебались в диапазоне 2,8...199, никеля — 10...51, хрома — 40...105 мг/м³. Концентрация хрома шестивалентного колебалась в пределах 0,5...1,3 мг/м³ [9]. Что касается доли марганца, хрома и никеля в частицах наноразмерных фракций по отношению к их содержанию в СА, то она составляет: при сварке низкоуглеродистой стали — доля марганца составила 10...56 %, а при сварке нержавеющей стали доля марганца составила 59, никеля — 64 и хрома 90 %. Эти результаты свидетельствуют о том, что подавляющее большинство хрома, марганца и никеля находится в частицах наноразмерных фракций менее 300 нм [9].

Эмиссию наночастиц в воздухе рабочей зоны при сварочных работах можно оценивать также с помощью стационарных приборов, регистрирующих в режиме реального времени общее количество частиц от 1 до 200 нм и их пофракционное распределение. В частности, с помощью диффузионного аэрозольного спектрометра ДАС-2702 были получены данные о динамике изменений во времени после сварки электродами с рутиловым и карбонатно-флюоритным видом покрытия количества частиц ТССА в различных диапазонах их размеров от 1 до 100 нм. Было установлено, что концентрация наночастиц в воздухе рабочей зоны зависит от марки и диаметра сварочного электрода, а также расстояния от зоны сварки (с увеличением расстояния от места отбора проб в зону сварки концентрация частиц уменьшается). Также было установлено, что в производственных помещениях, где постоянно проводятся сварочные работы, наночастицы СА могут находиться в воздушной среде еще долго после их прекращения [10].

Вид сварочного материала, размер частиц и время после воздействия являются важными факторами в образовании свободных радикалов и депонировании частиц, которые нужно учитывать при разработке защитных стратегий [2]. Иссле-

дования на животных показали, что СА удаляется из организма в три этапа. На первом этапе происходит очистка альвеол и воздушных путей с помощью слизи, которая потом попадает в пищеварительный тракт и быстро удаляется, период полувыведения — один день. На втором этапе процесс протекает медленнее, период полувыведения составляет до 7 дней. На третьем этапе очистка легких происходит медленнее и является более сложной — период полувыведения может длиться до нескольких недель. На этом этапе удаление отдельных частиц связано с их способностью растворяться в тканях и с непрерывной очисткой легких макрофагами [11].

Примечательно, что в эксперименте *in vivo* по изучению длительного пребывания и депонирования металлов в легких, а также воспалительного потенциала после ингаляционной заправки лабораторных животных (крыс) СА, металлы, обнаруженные в легких, удалялись в разное время. Заправку проводили СА (57 % Fe, 20 % Cr, 14 % Mn, 9 % Ni), который образуется при сварке нержавеющей стали и СА (83 % Fe, 15 % Mn), который образуется при сварке низкоуглеродистой стали. Так, потенциально более токсичные хром и марганец удалялись из легких быстрее, чем железо, вероятно в связи с их перемещением из респираторного тракта к другим тканям [12].

Следует отметить, что следствием сварочных процессов, в результате которых образуются аэрозоли, содержащие такие токсичные металлы, как шестивалентный хром, марганец и никель, является повреждение и воспаление легочной ткани и опухоли легких в экспериментах на животных. Присутствие марганца в СА повышает риск нежелательных неврологических ответов, таких как болезнь Паркинсона и др. [13]. При этом имеются данные о причастности наночастиц марганца к развитию марганцевого паркинсонизма сварщиков благодаря способности проникать в мозг через обонятельный нерв [7]. В свою очередь, присутствие хрома и никеля может вызывать повреждение и воспалительные процессы в легких, опухоли, иммунные нарушения, системную токсичность. Никель также может вызывать злокачественные новообразования легких [13]. Несмотря на то, что в США был снижен допустимый предел воздействия на рабочем месте шестивалентного хрома (с 0,05 до 0,005 мг/м³, что, кстати, вдвое ниже, чем в Украине), на практике не всегда удается защитить сварщиков, которым часто приходится работать в закрытом ограниченном пространстве, при этом вытяжная вентиляция может быть неэффективной [13]. Как известно [13], это обусловило инициативу по минимизации потенциально опасных компонентов в сварочных мате-

риалах путем разработки новых расходных материалов со сниженным содержанием Cr (VI) и Mn.

Для оценки потенциальной опасности СА традиционно используют как токсикологические методы *in vivo* (с использованием лабораторных животных), так и адекватных краткосрочных тестов *in vitro* (лат. «в стекле», когда опыты проводятся «в пробирке» — вне живого организма). Экспресс-методы *in vitro* позволяют за сравнительно короткие сроки определять токсичность СА, экономя при этом время и уменьшая количество используемых в эксперименте лабораторных животных. Однако эти методы не являются взаимноисключающими. Экспресс-методы *in vitro* необходимы для скрининговой оценки токсичности СА, позволяя получить предварительную информацию о потенциальной опасности сварочного материала и максимально целесообразно спланировать проведение экспериментальных исследований в тестах *in vivo*.

Ранее были уточнены особенности биологического действия СА, содержащих в ТССА разные количества марганца, железа, хрома, никеля, кремния. Определена связь цитотоксического действия СА с начальным составом ТССА, растворимости их в биологических растворах организма и растворе-имитаторе биосферы. При этом степень и характер комбинированного действия ТССА усиливаются при увеличении содержания калия, кремния, фтора, натрия, кальция (в порядке уменьшения вредного действия) [14]. Изучение культур клеток *in vitro* показало, что растворимые частицы, образующиеся при ручной дуговой сварке нержавеющей стали, более цитотоксичны, чем частицы СА, образующегося при дуговой сварке в защитном газе нержавеющей и низкоуглеродистой стали [15].

Также была изучена роль растворимых и нерастворимых компонентов ТССА, содержащих шестивалентный хром [16–20]. В частности, было установлено, что ТССА, образующаяся при ручной дуговой сварке покрытыми электродами нержавеющей стали, более токсична и оказывает преобразующее действие на клетки лабораторных животных, что связывалось с наличием в ТССА шестивалентного хрома, а вклад других компонентов — трехвалентного хрома, фторидов, никеля и марганца — невелик. Нерастворимые компоненты, содержащие шестивалентный хром, оказывают более токсическое и трансформирующее воздействие на фибробласты почек хомяка, чем растворимый шестивалентный хром.

При этом митотическая задержка не может быть объяснена только одной концентрацией шестивалентного хрома, на нее могут влиять и другие компоненты ТССА [20].

В настоящее время представляется очевидным, что сочетание методов *in vitro* и *in vivo* дает наиболее полную информацию не только о потенциальной опасности СА, но и об особенностях биологического действия его компонентов. В частности, оценка легочной токсичности аэрозолей, образованных никель-медьсодержащими электродами («Ni–Cu WF»), использованными в качестве заменителей при сварке нержавеющей стали в аргоне и CO₂, в экспериментах *in vitro* (культура легочных макрофагов крыс в дозе 0,05 и 0,25 мг/мл) и *in vivo* (интратрахеальная и интраперитонеальная затравка лабораторных животных в дозе 0,5 и 2 мг/крысу), продемонстрировали стойкое повреждение и воспаление легочной ткани, а также прямое повреждающее действие на легочные макрофаги. Несмотря на то, что все три аэрозоля («Ni–Cu WF»), а также аэрозоли, образованные при сварке нержавеющей и низкоуглеродистой стали), редуцировали жизнеспособность макрофагов в высокой дозе (0,25 мг/мл) и не оказывали значительного эффекта в низкой дозе (0,05 мг/л), через 24 ч аэрозоль «Ni–Cu WF» вызывал гибель макрофагов в низкой дозе (0,05 мг/мл), т.е. продемонстрировал большую цитотоксичность по сравнению с аэрозолями, образованными в результате сварки нержавеющей и низкоуглеродистой стали. Таким образом, несмотря на редукцию хрома, значительные уровни никеля, меди и других потенциально токсичных металлов (титана, алюминия) могут быть причиной увеличения цитотоксического действия СА [13].

Аналогичные результаты были получены в исследовании цитотоксических эффектов сварочного материала на основе никеля и меди («Ni–Cu WF») и двух хорошо изученных СА, образующихся при газовой дуговой сварке нержавеющей и низкоуглеродистой стали [21]. Так, если СА, образующиеся при сварке нержавеющей и низкоуглеродистой стали, вызывали повышенную продукцию свободных радикалов по сравнению с никель-медьсодержащим материалом («Ni–Cu WF»), то аэрозоль от этого нового материала был более цитотоксичен, включая гибель клеток и вызывая митохондриальную дисфункцию в низких дозах (0,05 мг/мл).

Таким образом, несмотря на то, что токсические клеточные реакции в ответ на воздействие СА в значительной степени зависят от композиции металлов, последние результаты исследований *in vitro* и *in vivo* убедительно показывают, что уменьшение содержания хрома шестивалентного и марганца в сварочном материале предполагает повышение концентрации других металлов, а значит, не гарантирует безопасности для сварщика.

В заключение необходимо отметить, что среди поисков эффективных методов профилактики образования токсичных компонентов СА и, соот-

ветственно, профилактики профессионально обусловленных заболеваний, важная роль принадлежит прогнозированию вредного воздействия на организм путем контролирования условий труда с использованием современных гигиенических подходов, а также комплексному подходу к проведению токсикологических исследований сварочных материалов (в том числе новых, потенциально менее токсичных) в экспериментах *in vivo* и *in vitro*. При этом определенный интерес представляет разработка не только информативных, но при этом менее трудоемких и затратных экспресс-методов скрининговой оценки токсичности СА, образующихся при различных видах сварки, которые позволят оценить суммарный эффект от воздействия всей совокупности токсикантов, присутствующих в ТССА, включая неидентифицированные компоненты. В свою очередь, обоснованное и целесообразное применение современных методов токсиколого-гигиенических исследований СА будет способствовать углубленному пониманию процессов, происходящих при сварке в воздухе рабочей зоны и в биологических средах, а также созданию более безопасных сварочных материалов и, соответственно, минимизации профессионального риска у представителей сварочных профессий.

1. Левченко О. Г. Охорона праці у зварювальному виробництві: навчальний посібник / О. Г. Левченко. - К.: Основа, 2010. - 240 с.
2. Comparison of stainless and mild steel welding fumes in generation of reactive oxygen species / S. S. Leonard, B. T. Chen, S. G. Stone [et al.] // Part Fibre Toxicol. - 2010. - Nov 3;7:32. Doi: 10.1186/1743-8977-7-32.
3. Горбань Л. М. Фактори професійного ризику робітників сучасного зварювального виробництва та шляхи оптимізації умов їх праці / Л. М. Горбань, Д. П. Тімошина // Гігієнічна наука та практика на рубежі століть: матеріали XIV з'їзду гігієністів України; під ред. Ю. І. Кундієва, А. М. Сердюка, Є. Г. Гончарука, О. В. Лапушенко. - Т. II. - К., 2004. - С. 69–71.
4. Кусраева З. С. Оценка профессионального риска при современных методах электродуговой сварки и резки металлов: авторед. дис. на получение научного звания канд. мед. наук / З. С. Кусраева. - Санкт-Петербург, 2011.
5. Cardiovascular effects in rats after intratracheal instillation of metal welding particles / W. Zheng, J. M. Antonini, Y. C. Lin [et al.] // Inhal Toxicol. - 2015. - 27, № 1. - P. 45–53.
6. Oberdörster G. Safety assessment for nanotechnology and nanomedicine: concepts of nanotoxicology / G. Oberdörster // Journal Intern Med. - 2010. - 267, № 1. - P. 89–105.
7. Translocation of inhaled ultrafine manganese oxide particles to the central nervous system / A. Elder, R. Gelein, V. Silva [et al.] // Environ Health Perspect. - 2006. - 114, № 8. P. 1172–8.
8. Степанюк С. М. Дослідження морфології, хімічного складу та дисперсності частинок ТССА зварювальних електродів з покриттями різних видів / С. М. Степанюк, І. К. Походня, І. Р. Явдошин: матеріали II Всеукраїнської науково-технічної конф. молодих учених та студентів. (Коблево, 4–8 сент. 2012 г.).
9. A Field Study on the Respiratory Deposition of the Nano-Sized Fraction of Mild and Stainless Steel Welding Fume Metals / L. G. Cena, W. P. Chisholm, M. J. Keane [et al.] // Journal Occup. Environ. Hyg. - 2015. - 12, № 10. - P. 721–728.
10. Динаміка концентрації ультрадисперсних частинок при ручному зварюванні електродами / О. В. Демецька, О. Б.

- Леоненко, Т. Ю. Ткаченко [та ін.] // Український журнал з медицини праці. – 2012. – № 1. – С. 3–7.
11. James M. Health Effects of Welding / M. James, J. M. Antonini // Critical Reviews in Toxicology. – 2003. – 33, № 1. – P. 61–103.
 12. Persistence of deposited metals in the lungs after stainless steel and mild steel welding fume inhalation in rats / J. M. Antonini, J. R. Roberts, S. Stone [et al.] // Arch Toxicol. – 2011. – 85, № 5. – P. 487–98.
 13. Evaluation of the Pulmonary Toxicity of a Fume Generated from a Nickel-, Copper-Based Electrode to be Used as a Substitute in Stainless Steel Welding / J. M. Antonini, M. A. Badding, T. G. Meighan [et al.] // Environ. Health Insights. – 2014. – 15, № 8. – P. 11–20.
 14. Походня И. К. Гигиена труда / И. К. Походня, С. А. Супрун, Е. Н. Оноприенко // Республ. межвед. сб. «Здоровье», 1983. – Вып. 19. – С. 37–43.
 15. Effect of welding fume solubility on lung macrophage viability and function in vitro / J. M. Antonini, N. J. Lawryk, G. G. Krishna Murthy [et al.] // Journal Toxicol. Environ. Health. – 1999. – 58. – P. 343–363.
 16. Mutagenicity of fume particles from metal arc welding on stainless steel in the salmonella/microsome test / J. Maxild, M. Andersen, P. Kiel [et al.] // Mutat. Res. – 1978. – 56. – P. 235–243.
 17. Toxic and genotoxic action of electric arc welding fumes on cultured mammalian cells / R. S. U. Baker, A. Arlauskas, R. K. Tandon [et al.] // Journal Appl. Toxicol. – 1986. – 6. – P. 357–362.
 18. Biggart N. W. Evidence for the presence of mutagenic compounds other than chromium in particles from mild steel welding / N. W. Biggart, R. R. Rinehart, J. Verfaillie // Mutat. Res. – 1987. – 180. – P. 55–65.
 19. Role of solubilized chromium in the induction of morphological transformation of Syrian hamster embryo (SHE) cells by particulate chromium (VI) compounds / Z. Elias, O. Poirot, F. Baruthio [et al.] // Carcinogenesis. – 1991. – 12. – P. 1811–1816.
 20. Hansen K. Nickel and chromium compounds and welding fumes in mammalian cell transformation bioassay in vitro / K. Hansen, R. M. Stern // In: Biological Effects and Health Hazards of Welding Fumes and Gases / R. M. Stern, A. Berlin, A. Fletcher [et al.]. Elsevier Press, Amsterdam, 1985. – P. 305–310.
 21. A comparison of cytotoxicity and oxidative stress from welding fumes generated with a new nickel-, copper-based consumable versus mild and stainless steel-based welding in RAW 264.7 mouse macrophages / M. A. Badding, N. R. Fix, J. M. Antonini [et al.] // PLoS One. – 2014. – 9, № 6. – C. 11–20.

Поступила в редакцию 10.03.2016

2016 МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА

ПРОМЫШЛЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ,
МЕТАЛЛООБРАБОТКИ И ЛИТЯ



25-27
ОКТЯБРЯ
2016



М. НИВКИ, УЛ. САЛЮТНАЯ, 25

ВПЕРВЫЕ В КИЕВЕ



МАШПРОМ



ЛитЭкс

ООО Экспо-центр «МЕТЕОР»™
+38 (056) 373-93-72, +38 (067) 639-86-79
mashprom@expometeor.com
litex@expometeor.com



ПОДПИСКА на журнал «АВТОМАТИЧЕСКАЯ СВАРКА»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
720 грн.	1440 грн.	5400 руб.	10800 руб.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «Прессцентр», «Информнаука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка» на сайте: <http://www.patonpublishinghouse.com> В открытом доступе выпуски журнала с 2009 по 2014 гг. в формате *.pdf.

Реклама в журнале «АВТОМАТИЧЕСКАЯ СВАРКА»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- ▶ Первая страница обложки, 190×190 мм
- ▶ Вторая, третья и четвертая страницы обложки, 200×290 мм
- ▶ Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки, 200×290 мм
- ▶ Вклейка А4, 200×290 мм
- ▶ Разворот А3, 400×290 мм
- ▶ 0,5 А4, 185×130 мм

Технические требования к рекламным материалам

- ▶ Размер журнала после обрезки 200×290 мм

- ▶ В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации

Все файлы в формате IBM PC

- ▶ Corell Draw, версия до 10.0
- ▶ Adobe Photoshop, версия до 7.0
- ▶ QuarkXPress, версия до 7.0, InDesign C56
- ▶ Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- ▶ Цена договорная

- ▶ По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию

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

- ▶ Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- ▶ Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади

- ▶ Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)

- ▶ Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Подписано к печати 08.09.2016. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 10,09. Уч.-изд. л. 10,22 + 2 цв. вклейки. Печать ООО «Фирма «Эссе».

03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

ООО «ФРОНИУС УКРАИНА» — 25 ЛЕТ В УКРАИНЕ!

В июне 2016 г. компания ООО «Фрониус Украина» отметила 25-летие. В 1991 г. было основано совместное украинско-австрийское предприятие СП «Фрониус-Факел», дочернее предприятие всемирно известной австрийской компании «Fronius International GmbH». СП «Фрониус-Факел» (генеральный директор А. И. Комисар) производило сварочное оборудование по австрийской технологии. Мобильность, надежность, соответствующий дизайн, прекрасные сварочные характеристики позволяли широко применять оборудование Fronius во многих отраслях промышленности, сельскохозяйственном производстве и бытовом обслуживании.

Компания «Fronius International GmbH» была основана в 1945 г. австрийцем Гюнтером Фрониусом в Петтенбахе (Австрия) и является одним из ведущих лидеров в мире и разработчиком сварочных технологий (более подробную информацию о компании «Fronius International GmbH» можно найти на сайте: www.fronius.ua). Украинские дочерние компании «Fronius International GmbH» – СП «Фрониус-Факел» и его преемник ООО «Фрониус Украина», официально зарегистрированное в 2005 г., придерживались аналогичных стратегий в развитии инновационных сварочных технологий.

Сейчас компания «Fronius International GmbH» имеет три подразделения (Perfect Welding, Perfect Charging, Solar Energy), которые специализируются на сварочном оборудовании, системах для зарядки аккумуляторных батарей и солнечной электронике.

Подразделение Perfect Charging разрабатывает системы для заряда аккумуляторных батарей. За это время компания Fronius создала множество инновационных и качественных продуктов, признанных специалистами всего мира.

С 1992 г. подразделение Solar Energy занимается разработками в сфере солнечной электроники, потому что энергообеспечение требует революционных изменений. Компания Fronius со своими сетевыми инверторами, уникальной программой сервиса (Fronius Service Partner) и устройствами контроля фотогальванических установок относится к ведущим поставщикам в области солнечной электроники. Более 27,24 МВт солнечных электростанций

с инверторами Fronius введено в эксплуатацию в Украине. Среди них Самбирская солнечная электростанция мощностью 5 МВт оборудована инверторами Fronius Eco.

Подразделение Perfect Welding разрабатывает инновационные сварочные технологии и доводит их до готовности к внедрению в производство. К ним относятся системы для электродуговой и контактно-точечной сварки вместе с соответствующим предложением услуг. Более 40570 высокотехнологичных сварочных систем для ручного, автоматизированного и роботизированного использования внедрено и успешно используется на многих больших и малых предприятиях Украины. Атомная энергетика, авиация, автомобильная промышленность, судостроение, вагоностроение, сельскохозяйственная техника, строительство,



Встреча г-на Г. Фрониуса с академиком Б. Е. Патонем в преддверии открытия СП «Фрониус – Факел» в Украине



Торжественная церемония открытия СП «Фрониус – Факел» (1991 г.)



Подразделение ООО «Фрониус Украина» в с. Княжичи (Киевская обл.)



Технологический центр ООО «Фрониус Украина»

производство металлоконструкций, производство роботов — основные отрасли промышленности, на которые ориентируется компания Fronius.

Особое место занимает вопрос роботизации, являющийся очень актуальным для украинской экономики. Здесь ООО «Фрониус Украина» предлагает уникальные решения на базе хорошо известных систем TPS (TransPulsSynergic) и TPS/i (TransProcessSolution) для повышения качества и производительности. Именно благодаря таким свойствам и наличию гарантированной и высокопрофессиональной технической и сервисной поддержке, подавляющее большинство роботизированных систем в Украине оснащено сварочными системами Fronius.

ООО «Фрониус Украина» всегда идет в ногу со временем и предоставляет пользователям широкий спектр услуг: обучение и семинары, пакеты технического обслуживания, ввод в эксплуатацию, переоборудование системы, аренда, калибровка, сварочные тесты, демонстрационные системы, услуги по ремонту и многое другое. Компания Fronius уделяет значительное внимание технической поддержке и сервисному обслуживанию. Отдел национальной технической поддержки оперативно обеспечивает всеобъемлющую консультационную поддержку

пользователей оборудования Fronius благодаря наличию высококвалифицированного персонала, среди которых пять международных инженеров-сварщиков (IWE), эксперты по различным процессам и направлениям. В Технологическом центре ООО «Фрониус Украина», общая площадь которого составляет 800 м², имеется демонстрационный зал с полной линейкой продуктов Fronius (более 30 демонстрационных систем), специальные комнаты для презентаций, большой парк арендного оборудования, испытательные стенды диагностики, калибровки и сервисного обслуживания для высокочастотных инверторных преобразователей, укомплектованные посты для отработки практических навыков сварки и лаборатория автоматизированной сварки.

Практически каждый год ООО «Фрониус Украина» анонсирует на национальном Product Launch 5-10 новых разработок в области MIG, TIG, MMA, а также новые сварочные технологии и процессы, такие как CMT, PMC, LSC, PMC MIX, CMT Twin и другие. Девиз компании «Фрониус Украина» за эти 25 лет не изменился: «Customer is on focus» (клиент в центре внимания), и мы с уверенностью шагаем в столетие цифровой революции. Мы анонсируем самые новые решения в области сварки еженедельно в социальных сетях: Facebook (www.facebook.com/FroniusUkraine). Благодаря нашим командам по сбыту и сервису, которых в составе компании три: в с. Княжичи, городах Стрые и Днепре, мы всегда готовы помочь клиенту в решении его задач.

Компания ООО «Фрониус Украина» выражает признательность всем тем, кто выбрал и успешно использует оборудование Fronius. Надеемся и практически уверены, что украинская экономика, вооружившись инновационными технологиями и оборудованием, станет одной из самых передовых и конкурентоспособных в мире.

Поздравляем специалистов и партнеров с 25-летним юбилеем! Желаем дальнейших успехов, расширения партнерских контактов, полезного сотрудничества, новых достижений и процветания.

ИЭС им. Е. О. Патона,
редакция и редколлегия журнала
«Автоматическая сварка»



12-Я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ «ЕВТ-2016»

13–18 июня 2016 г. в Варне, Болгария, состоялась традиционная 12-я Международная конференция по электронно-лучевым технологиям. Конференция была организована Технологическим центром электронно-лучевых и плазменных технологий, созданным на базе Института электроники Болгарской академии наук. Председателем оргкомитета конференции традиционно был выбран известный ученый в области электронно-лучевых технологий профессор Георгий Младенов.

Как и на всех предыдущих конференциях ЕВТ основной тематикой конференции стало рассмотрение технологий, основанных на использовании в качестве источников нагрева лучей высокой мощности, главным образом электронных. Рассматривались как традиционные аспекты теории и практики применения электронного луча в промышленности и научных исследованиях, так и современные тенденции в использовании электронно-лучевых устройств для реализации новых технологических решений в наиболее перспективных направлениях науки и техники.

Учеными из 19 стран, в том числе Болгарии, Германии, Украины, Великобритании, Японии, Китая, США, России, Чехии, Словакии, Турции, Румынии, Франции, Испании, Италии, Финляндии, Таиланда, Беларуси, Казахстана, было представлено более 70 пленарных и стендовых докладов по следующим основным темам:

- физика электронных лучей высокой мощности;
- электронно-оптические системы, средства контроля и управления электронными лучами;
- электронно-лучевая сварка;
- электронно-лучевая плавка и рафинирование;
- аддитивное производство;
- нанесение металлических покрытий из паровой фазы;

- электронно-лучевая модификация поверхности и нанесение тонких пленок;
- электронно-лучевая термообработка;
- электронно-лучевая литография;
- применение электронных лучей для обработки полимеров и композиционных материалов;
- ионная литография, ионная имплантация;
- моделирование физических процессов при взаимодействии потоков заряженных частиц с материалами;
- применение потоков заряженных частиц в нанотехнологиях и наноэлектронике;
- применение потоков заряженных частиц в медицине и обработке пищевых продуктов;
- электронно-лучевое оборудование и автоматизация технологических процессов.

Некоторые темы, например, аддитивное производство, электронно-лучевая литография и ряд других, были представлены на конференции ЕВТ впервые. В целом, такая широкая и разнообразная тематика направлений исследований, объединенных иногда не более чем только ключевыми словами «электронный луч», стала, пожалуй, главным отличием и достоинством конференции «ЕВТ-2016» по сравнению с предыдущими. Благодаря расширению тематики докладов существенно расширилась и география участников, причем как количественно, так и качественно.

Большинство докладов отличались весьма высоким исследовательским уровнем, глубоким научным обоснованием и убедительными экспериментальными данными. Прикладной характер большинства работ и нацеленность на конкретный конечный результат в виде отработанной технологии, подготовленной к внедрению в промышленность, является тенденцией последних конференций ЕВТ. Высокие требования к разрабатываемым технологиям, выдвигаемые заказчиками



ми из реального промышленного сектора, которые финансируют многие исследования и разработки, безусловно повышают ответственность исследовательских центров и лабораторий за практический результат таких работ, что, несомненно, положительно сказывается на уровне докладов.

Целый ряд докладов был посвящен применению разнообразных электронно-лучевых технологий в широко распространенных во всем мире гражданских отраслях промышленности, например, медицине, автомобилестроении, производстве пищевых продуктов и прочих. Спектр материалов, для обработки которых применяются электронно-лучевые технологии, также смещается в сторону обычных относительно дешевых промышленных материалов, таких как сплавы алюминия, меди, никеля и даже чугунов. То есть, конференция «ЕВТ-2016» доказывает, что электронно-лучевые технологии перестают быть экзотикой, применяемой только в отдельных случаях для работы с дорогими металлами, а становятся нормальной промышленной практикой. Это не может не радовать и не обнадеживать наших ученых и инженеров, имеющих богатый опыт в разработке разнообразных технологий специального назначения и заинтересованных в новых применениях своих знаний и опыта.

Следует подчеркнуть, что разработка новых промышленных электронно-лучевых технологий продвигает как научные исследования в этой области, так и способствует прогрессу в развитии электронно-лучевого оборудования, средств контроля и автоматизации технологических процессов. Именно на болгарских конференциях ЕВТ представлялись альтернативные способы и средства генерирования электронного луча, например, газоразрядные электронные пушки и источники

электронов с плазменным катодом, которые традиционно разрабатывались в Украине и России.

Украина была достойно представлена на конференции «ЕВТ-2016» рядом интересных и разнообразных докладов. ПрАТ «НВО «Червона Хвиля» представило новую технологию и оборудование для аддитивного производства, в основе которой лежит использование уникального положения конического электронного луча. Совместный доклад ПАО «Мотор Сич» и ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ был посвящен гибридной технологии сварки магниевых сплавов. НПП «Элтехмаш» представило новые композиционные материалы на основе меди, получаемые осаждением из паровой фазы. В докладе ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ были проанализированы гидродинамические и тепловые процессы в жидком металле при электронно-лучевой сварке в особых условиях. Доклад НТУУ «КПИ» был посвящен рассмотрению некоторых числовых алгоритмов, используемых для симуляции высоковольтного тлеющего разряда в газоразрядных электронных пушках. В целом, украинские докладчики подтвердили высокий уровень украинской электронно-лучевой школы, продемонстрировав как глубокие теоретические исследования, так и передовые разработки для решения прикладных промышленных задач.

Отдельно необходимо отметить традиционно прекрасную организацию и исключительное болгарское гостеприимство организаторов конференции во главе с профессором Георгием Младеновым – все без исключения участники и гости были окружены поистине семейным вниманием и заботой. Благодаря этим качествам конференции ЕВТ всегда являются не только официальным мероприятием, но и дружеской встречей коллег.

Ковальчук Д. В. ПрАТ «НВО Червона Хвиля»,
член Международного оргкомитета конференции «ЕВТ-2016»

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!



Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, редколлегия журнала «Автоматическая сварка» горячо и сердечно поздравляют заместителя директора по научной работе, доктора технических наук, академика НАН Украины **Константина Андреевича Ющенко** с награждением его высокой государственной наградой — орденом князя Ярослава Мудрого IV степени.

Robacta Drive TPS/i — самая компактная в мире горелка системы Push-Pull для роботизированного применения*

Компания Fronius выпустила самую компактную в мире горелку для роботизированной сварки с системой Push-Pull — Robacta Drive TPS/i. Благодаря компактной конструкции и продуманным инженерным решениям удалось улучшить доступность компонентов сварочной горелки и точность TCP. Кроме того, динамический показатель привода увеличен до 33 м/с^2 , что в десять раз превышает параметры устройств предыдущего поколения. Унифицированная модульная компоновка не только облегчает работу сервисных инженеров, но и упрощает хранение и замену запасных частей.

Сварочная горелка, доступная в вариантах с газовым и жидкостным охлаждением, благодаря своим компактным габаритам и уменьшенной массе теперь может быть установлена на роботизированных манипуляторах с грузоподъемностью всего 3 кг. Несмотря на малый размер, эта легкая горелка отличается выдающимися показателями: трехфазный шаговый двигатель привода, не требующий обслуживания, способен плавно подавать проволоку со скоростью до 25 м/мин. Встроенный высокоточный датчик положения поддерживает постоянную скорость, а два приводных ролика подают проволочный электрод.

Чтобы создать еще более экономичное решение, инженеры Fronius применили в новой сварочной горелке унифицированный мо-



Новая горелка для роботизированной сварки Robacta Drive TPS/i с системой Push-Pull от Fronius отличается компактной конструкцией и высокой экономичностью



Самая маленькая в мире горелка для роботизированной сварки Robacta Drive TPS/i позволяет расширить номенклатуру сварочных задач, которые можно экономично выполнять на роботизированных установках

* Статья на правах рекламы.



Компактная конструкция горелки для роботизированной сварки Robacta Drive TPS/i и реализованные в ней передовые инженерные решения позволили повысить доступность компонентов и точность ТСП

дульный подход. Это означает, что шланговый пакет и приводной механизм горелки Robacta Drive TPS/i соединяются при помощи стандартизированного крепления с фиксирующей гайкой. А поскольку соединение с источником тока также осуществляется при помощи разъема Fronius System Connector (FSC), содержащего все нужные магистрали и сигналы, замена шлангового пакета осуществляется очень быстро. Модульный подход также впервые позволяет использовать приводной механизм совместно с роботизированными манипуляторами, оснащенными как внешними, так и внутренними шланговыми пакетами.

Продуманные детали, например, простая регулировка прижимного усилия при помощи регулировочного винта, не требующего инструментов, и инструкции на дисплее, помогают обеспечить еще больший уровень доступности. Также впечатляет эргономичный пользовательский интерфейс, включающий четкий матричный дисплей, предварительно настроенные кнопки для подачи проволоки и проверки газа, а также функциональную кнопку, которую можно запрограммировать по своему усмотрению.

Fronius International – австрийское предприятие с главным офисом в Петтенбахе и отделениями в Вельсе, Тальхайме, Штайнхаусе и Замтледте. Предприятие специализируется на системах для зарядки батарей, сварочном оборудовании и солнечной электронике. Всего штат компании насчитывает 3723 сотрудников. Доля экспорта составляет 93%, что достигается благодаря 24 дочерним компаниям, а также международным партнерам по сбыту и представителям Fronius более чем в 60 странах. Благодаря первоклассным товарам и услугам, а также 928 активным патентам, Fronius является лидером в области технологий на мировом рынке.



SHIFTING THE LIMITS

ООО «ФРОНИУС УКРАИНА»
07455, Киевская обл., Броварской р-н,
с. Княжичи, ул. Славы, 24.
Тел.: +38 044 277-21-41; факс: +38 044 277-21-44
E-mail: sales.ukraine@fronius.com
www.fronius.ua