



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,
А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,
И. В. Кривцун,
С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),
Ю. Н. Ланкин,
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
О. К. Назаренко, В. Д. Позняков,
И. К. Походня, И. А. Рябцев,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко
(в редакционную коллегию
входят ученые ИЭС им. Е. О. Патона)

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

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 Иудеи и Самарии, Ариэль, Израиль
В. И. Лысак
Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ
У. Райсген
Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия
Б. Е. Патон
ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина
Я. Пилярчик
Ин-т сварки, Гливице, Польша
О. И. Стеклов
РНТСО, Москва, РФ
Г. А. Турчин
С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ
В. Г. Фартушный
Общество сварщиков Украины, Киев

Учредители

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

Издается ежемесячно

Адрес редакции

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

Редакторы

Т. В. Юштина, И. Ф. Соколова
Электронная верстка
И. Р. Наумова, А. И. Сулима, Д. И. Середа

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 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.

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Ермоленко Д. Ю., Головки В. В. Численное моделирование
и прогнозирование микроструктуры металла сварных
швов при сварке высокопрочных сталей (Обзор) 3
- Полишко А. А., Саенко В. Я., Туник А. Ю., Степанюк С. Н.
Структура зоны оплавления литого высоконикелевого сплава
ХН56МБЮДШ после лазерной поверхностной обработки 13
- Бондарев А. А., Нестеренков В. М. Технологические особенности
сварки деформируемых магниевых сплавов электронным лучом
в вакууме 18
- Бахманн М., Авилов В., Гуменюк А., Ретмайер М. Сварка аусте-
нитной нержавеющей стали с использованием лазерного луча
высокой мощности и электромагнитного управления
сварочной ванной 23
- Борисов Ю. С., Борисова А. Л., Астахов Е. А., Бурлаченко А. Н.,
Ипатова З. Г., Горбань В. Ф. Детонационные покрытия из компози-
ционного порошка ферромолибден-карбид кремния, полученного
методом механохимического синтеза 28

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Махненко О. В., Сапрыкина Г. Ю., Мирзов И. В., Пустовой А. Д.
Перспективы создания сварных конструкций несущих элементов
тележки грузового вагона 36
- Антипов Ю. Н., Дмитренко Е. В., Коваленко А. В., Горяной С. А.,
Рыбаков А. А., Семенов С. Е., Филипчук Т. Н. Технология произ-
водства газонефтепроводных труб способом высокочастотной
сварки на ПАО «Интерпайп НМТЗ» 43
- Чертко П. Н., Горонков Н. Д., Виноградов Н. А., Самотрясов С. М.,
Сысоев В. Ю. Контактная стыковая сварка арматуры железобетона
в условиях стройплощадки 50
- Рыбаков А. А., Гончаренко Л. В., Филипчук Т. Н., Лохман И. В.,
Бурак И. З. Причины стресс-коррозионного разрушения монтажного
кольцевого соединения магистрального газопровода 54

ХРОНИКА

- А. Д. Чепурному – 70 58
- К 100-летию со дня рождения А. И. Чертко 59

Информация

- Присадочные прутки «Kobelco Welding» для выполнения корневых
проходов в соединениях нержавеющей сталей без защиты
обратной стороны шва 61
- Эргономичные и доступные инверторные аппараты MicorMIG
для сварки в защитных газах 64

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief

B. E. Paton

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelnichenko (exec. director),
V. V. Knysh, I. V. Krivtsun,
S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),
Yu. N. Lankin,
V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),
L. M. Lobanov, A. A. Mazur,
O. K. Nazarenko, I. K. Pokhodnya,
V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,
B. V. Khitrovskaya (exec. secr.),
V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko
(Editorial Board Includes PWI Scientists)

INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL

N.P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia

Guan Qiao

Beijing Aeronautical Institute, China

A.S. Zubchenko

OKB«Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

College of Judea & Samaria, Ariel, Israel

V.I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

B.E. Paton

PWI, Kyiv, Ukraine

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisgen

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

O.I. Stekllov

Welding Society, Moscow, Russia

G.A. Turichin

St. Petersburg State Polytechn. Univ., Russia

V.G. Fartushnyi

Welding Society of Ukraine, Kyiv

Founders

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

Published monthly

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko 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

Editors

T. V. Yushchina, I. F. Sokolova

Electron galley

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

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Ermolenko D. Yu., Golovko V. V.* Numerical modeling and prediction of microstructure of welded joint metal in high-strength steel welding (Review) 3
- Polishko A. A., Saenko V. Ya., Tunik A. Yu., Stepanyuk S. N.* Structure of surfaced zone of cast high-nickel alloy KhN56MBYuDSH after laser surface treatment 13
- Bondarev A. A., Nesterenkov V. M.* Technological features of electron beam welding of wrought magnesium alloys in vacuum 18
- Bachmann M., Avilov V., Gumenyuk A., Retmeier M.* Welding of austenite stainless steel using high-power laser beam and electromagnetic control of weld pool 23
- Borisov Yu. S., Borisova A. L., Astakhov E. A., Burlachenko A. N., Ipatova Z. G., Gorban V. F.* Detonation coatings of ferromolybdenum-silicon carbide composite powder produced by the method of mechanical-chemical synthesis 28

INDUSTRIAL

- Makhnenko O. V., Saprykina G. Yu., Mirzov I. V., Pustovoy A. D.* Prospects for manufacture of welded structures of load-carrying elements of freight wagon carriage 36
- Antipov Yu. N., Dmitrenko E. V., Kovalenko A. V., Goryanov S. A., Rybakov A. A., Semyonov S. E., Filipchuk T. N.* Technology of production of gas-oil pipes using method of high-frequency welding at PJSC «Interpipe NMTZ» 43
- Chvertko P. N., Goronkov N. D., Vinogradov N. A., Samotryasov S. M., Sysoev V. Yu.* Flash-butt welding of concrete reinforcement under site conditions 50
- Rybakov A. A., Goncharenko L. V., Filipchuk T. N., Likhman I. V., Burak I. Z.* Causes of stress corrosion fracture of site circumferential joint of main gas pipeline 54

NEWS

- Chepurinov A. D. is 70 58
- Towards the 100th birthday anniversary of A. I. Chvertko 59

INFORMATION

- Filler rods of «Kobelko Welding» for fulfillment of root passes in stainless steel joints without weld reverse side shielding 61
- Ergonomic and accessible inverter-type machines MicorMIG for welding in shielding gases 64

«Avtomaticheskaya Svarka» journal abstracted & indexed in Ukrainian refereed journal «Source», RJ VINITI «Welding» (Russia), «Welding Abstracts», ProQuest (UK), EBSCO Research Database, CSA Materials Research Database with METADEX (USA), Questel Orbit Inc. Weldasearch Select (France); Presented in Russian Science Citation Index & «Google Scholar»; Abstracted in «Welding Institute Bulletin» (Poland) & «Rivista Italiana della Saldatura» (Italy); Covered in the review of the Japanese journals «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».



ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ ШВОВ ПРИ СВАРКЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ (ОБЗОР)

Д. Ю. ЕРМОЛЕНКО, В. В. ГОЛОВКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Проведен анализ современного состояния проблем численного моделирования и прогнозирования микроструктуры металла сварных швов ВПНЛ сталей. Проанализированы современные подходы к компьютерному моделированию микроструктуры сварного шва с точки зрения прогнозирования микроструктуры и свойств металла швов с учетом влияния на них неметаллических включений. Рассмотрены общие положения проблемы моделирования процесса образования и развития неметаллических включений в металле сварного шва. Рассмотрен термодинамический подход к прогнозированию микроструктуры металла шва и его недостатки. Выполнен анализ особенностей моделирования процесса кристаллизации металла в сварочной ванне. Отмечены теоретические модели роста дендрита по Иванцову, KGT-теории; описаны ограничения аналитического моделирования. Проведен критический анализ численных моделей дендритной кристаллизации. Сделан вывод, что наиболее адекватных и экспериментально обоснованных результатов моделирования роста дендритов с учетом влияния неметаллических включений стоит ожидать от метода клеточных автоматов, который необходимо модифицировать с учетом возможностей аналитических и численных моделей. Такой подход сопряжен с вычислительной простотой и отсутствием необходимости определения ряда физических констант для реальных материалов. Библиогр. 53, рис. 3.

Ключевые слова: сварной шов, микроструктура, первичная структура, дендриты, неметаллические включения, численное моделирование, прогнозирование микроструктуры

Основной целью при выборе технологии сварки и сварочных материалов является возможность влияния на формирование микроструктуры металла сварного шва с помощью выбора процесса сварки, варьирования его параметрами и химическим составом металла сварного шва [1, 2].

Процесс формирования микроструктуры металла сварных швов носит явно выраженный наследственный характер. Вторичная микроструктура, которая обеспечивает высокие показатели работоспособности сварного шва, наследует определенные параметры первичной структуры, формирующейся в результате эпитаксиального роста дендритов.

Рассмотрим схему (рис. 1), на которой обобщены современные направления в моделировании образования структуры металла сварного шва [3, 4]. Моделирование процесса формирования структуры металла сварного соединения делят на две основные группы — макро- и микромоделирование.

Кратко рассмотрим существующие модели, описывающие влияние каждого из этих факторов структурообразования на микроуровне.

Модели формирования неметаллических включений. Включения формируются в сварных

швах в результате взаимодействия растворенного алюминия, титана, кремния и марганца с кислородом, азотом, углеродом и серой. Включения характеризуют по объемной доле, размеру, химическому составу, морфологии и типу соединений на поверхности, что влияет на дальнейшее твердофазное преобразование. Например, включения, содержащие в поверхностном слое большое количество титана, способствуют формированию игольчатого феррита [5, 6].

В работе [7] К. С. Hseih описал термодинамику формирования неметаллических включений в интервале температур от 2300 до 1800 К и показал, что и простые, и сложные оксиды формируются при различных температурах. Аналогичный подход был использован и в работе [8] Т. Koseki. Модель, описывающая кинетику реакции одновременного формирования оксидов, в соответствии с которой содержание оксидов, их морфология и температура образования изменяются в зависимости от химического состава расплавленного металла шва, приведена в работах [9, 10].

Данные модели позволяют учитывать особенности формирования неметаллических включений, но никак не описывают их влияние как на движение фронта кристаллизации в сварочной ванне, так и на морфологию и размеры структурных составляющих металла шва.

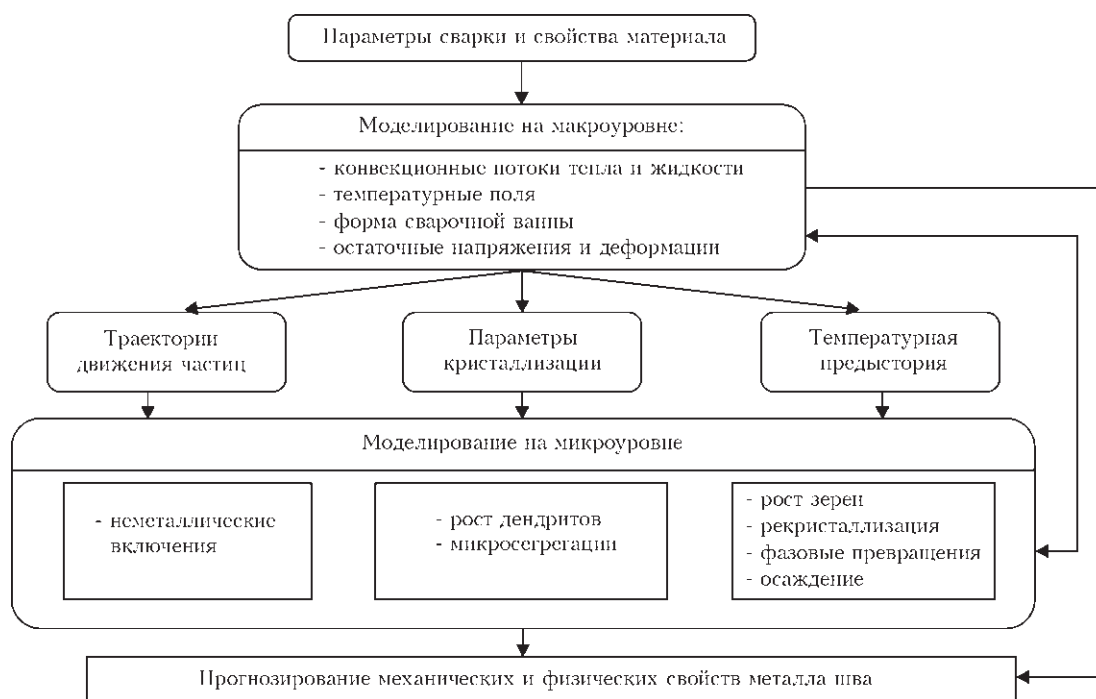


Рис. 1. Схема моделирования структуры металла сварного шва

Термодинамические и кинетические модели на базе фазовых диаграмм. Такие модели основываются на методе расчета фазовых диаграмм (CALculation of PHase Diagrams «CALPHAD») [11]. Техника CALPHAD позволяет использовать обширную базу доступной термохимической информации (термодинамические данные и данные фазовых равновесий) для подбора параметров модели и описания энергии Гиббса отдельных кристаллографических фаз. Энергия Гиббса каждой фазы описывается соответствующей термодинамической моделью и зависит от физических и химических свойств фазы. Эти функции энергии Гиббса, учитывающие химический состав и температурную зависимость, были получены путем критической оценки двойных и тройных диаграмм, а затем уточнялись с помощью программного обеспечения Thermo-Calc [12]. Основным недостатком термодинамических моделей является отсутствие возможности учета кинетики процессов, что весьма актуально в случае кристаллизации сварных швов.

Кинетические модели, основанные на диффузионно-контролируемом росте, могут быть интегрированы с термодинамическими моделями для получения ценной информации о эволюции микроструктуры [13]. С их использованием возможно проведение расчетов влияния скорости охлаждения на финальную микроструктуру сварного шва.

Модели данного типа могут быть использованы только при наличии определенных фазовых диаграмм в базе данных. Построение новых диаграмм требует большого объема экспериментальных работ. Кроме того, в данных моделях нельзя

учесть влияние неметаллических включений на формирование составляющих микроструктуры.

Моделирование твердофазных преобразований в процессе охлаждения. Окончательная микроструктура сварного шва образуется в результате твердофазных превращений при охлаждении металла от солидуса до комнатной температуры.

Наиболее известные инструменты были разработаны А. Schaeffler и модифицированы в виде WRC-1992-диаграмм. В последующие годы были разработаны новые методы. Один из них [14] основан на сравнении термодинамической стабильности феррита и аустенита и по точности сопоставим с WRC-1992-диаграммами, хотя может быть применен к более широкому спектру сплавов. Более точные результаты, чем WRC-1992-диаграммы на 40 % показывает подход, основанный на нейронной сети [15].

В случае низколегированных сталей микроструктура сварного шва может быть спрогнозирована с помощью моделей Bhadeshia, рассмотренных в работе [16], однако она не учитывает наследственного характера образования финальной микроструктуры сварного шва, так как рассматривает только превращение аустенитного зерна. Для моделирования структуры в металле ЗТВ может быть использована модель Ashby [17], работающая в дополнении с классическими работами N. Yurioka [18].

Данные модели способны предсказывать количественные соотношения фаз в финальной структуре металла шва исходя из химического состава и скорости охлаждения металла шва, но не дают информации о влиянии неметаллических включе-

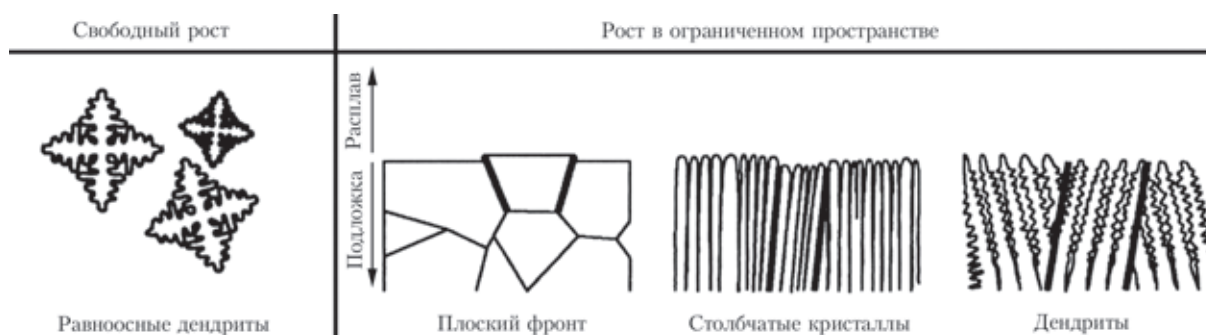


Рис. 2. Возможные кристаллизационные морфологии металла сварных швов [20]

ний на процесс ее формирования. Чтобы понять как именно развивается структура металла шва в процессе охлаждения и определить влияние включений на движение фронта первичной кристаллизации необходимо рассмотреть кристаллизацию металла сварочной ванны как процесс перехода жидкой фазы в твердую.

Кристаллизация металла в сварочной ванне. Условия затвердевания металла определяют структуру, однородность и прочность литых изделий в целом. Знание процессов кристаллизации при обычном литье металла имеет прямое отношение к процессам сварки плавлением, которые могут рассматриваться как «литье в миниатюре» [19].

Процесс кристаллизации металла в сварочной ванне контролирует размер и форму зерен, дефектность шва (пористость и горячие трещины). Есть некоторые сходства в кристаллизации слитка и кристаллизации сварочной ванны, но моделирование кристаллизации расплава металла в зоне сварного шва осложняется такими факторами [1]:

- динамический характер процесса сварки;
- неопределенность формы сварочной ванны;
- эпитаксиальный рост (рост кристалла на подложке и, как следствие, наследование кристаллографической ориентации подложки);
- изменение градиента температуры и скорости в различных областях сварочной ванны.

При кристаллизации сплавов, в зависимости от условий охлаждения, возможны два варианта кристаллизации, которые отличаются путем отвода тепла от поверхности кристаллизации [20]:

- свободный рост в переохлажденном расплаве. В таком случае в основном образуются равноосные дендриты;
- направленная кристаллизация или рост в ограниченном пространстве. В таком случае в основном образуются плоские, столбчатые или дендритные структуры (рис. 2).

В сварочной ванне затвердевание происходит из уже существующей твердой подложки и, следовательно, образование новых зародышей незначительно и ими можно пренебречь. Для контроля роста зародышей используют модификаторы и динамические методы, такие как перемешивание

расплава в сварочной ванне и колебания сварочной дуги. Для описания влияния этих факторов модели тепло- и массообмена необходимо связать с вероятностными моделями, такими как клеточные автоматы или детерминированные модели с использованием фундаментальных уравнений зарождения [9].

Образование микроструктуры во время роста зародыша контролируется процессами на границе раздела твердой и жидкой фаз. Стабильность этой границы раздела определяется термическими условиями и химическим составом в непосредственной близости от границы раздела. В зависимости от этих условий может происходить линейный, ячеистый (сотовый) или дендритный рост кристаллов. Энергетически выгодным является рост кристаллов в направлении теплового потока, что необходимо учитывать при прогнозировании микроструктуры металла сварного шва [21].

Поскольку основным механизмом кристаллизации при сварке сталей [20] является рост дендритов в направлении теплового потока, целесообразно рассмотреть модели, описывающие именно этот процесс и возможности этих моделей.

Моделирование роста дендритов. Моделирование процесса кристаллизации является важным в понимании явлений фазовых переходов, поэтому теоретический анализ и моделирование этих процессов многие десятилетия привлекали внимание ученых. Значительный прогресс достигнут в теоретическом анализе роста дендритов, что показано в работе R. Trivedi и W. Kurz [22].

Большинство аналитических моделей рассматривают стационарный рост изолированного дендрита, предполагая, что все дендриты сохраняют одинаковую форму. В этом случае кончик дендритов считается параболоидом вращения [23].

При использовании численных методов для решения задачи диффузии вокруг дендритов или кончика ячеистого дендрита предположение об иглоподобной форме может быть опущено, а также можно учесть анизотропию поверхностного натяжения на границе разделения жидкой и твердой фаз [24].



При применении современных методов моделирования, таких как клеточные автоматы [25, 26] и фазовые поля [27], кристаллизационные морфологии могут быть смоделированы без специальных предположений о форме дендритов или ячеек.

Рассмотрим более подробно данный вопрос.

Стабильность дендритов. В работе [28] Т. Koseki, исходя из теоретического анализа, показал, что дендриты или ячейки (клетки) появляются во время кристаллизации в широком диапазоне условий сварки плавлением.

Дендритные структуры образуются в результате неустойчивости плоской границы во время затвердевания. Ранее теория переохлаждения W. A. Tiller и соавторов [29] и теория возмущений W. W. Mullins и R. F. Sekerka [30] объяснили это явление. При кристаллизации сплавов в режиме плоской границы область переохлажденного расплава впереди этой границы образуется за счет перехода растворенного вещества из твердого состояния в жидкую фазу. С увеличением содержания растворенного вещества температура плавления сплава уменьшается. Таким образом, если появится возмущение на границе раздела твердой и жидкой фаз, то она может развиваться в дендрит, кончик которого отталкивает растворенное вещество не только перпендикулярно фронту кристаллизации, но и в стороны. В связи с этим переохлаждение становится меньше по сравнению с переохлаждением для плоской границы. Теория возмущений дает нижний и верхний пороги для скорости затвердевания

$$v_s^{\min} = \frac{GD_l}{\Delta T_0}, \quad (1)$$

$$v_s^{\max} = \frac{\Delta T_0 D_l}{k \Gamma_k}, \quad (2)$$

где G — градиент температуры в жидкости на границе; D_l — коэффициент диффузии растворенного компонента в расплаве; ΔT_0 — равновесный диапазон охлаждения; k — равновесный коэффициент распределения растворенного вещества; Γ_k — коэффициент Гиббса–Томсона.

Для растворов внедрения, таких как сплавы системы Fe–C, при типичном для сварки градиенте температуры $G = 2,0 \cdot 10^4$ °C/м, исходя из уравнений (1) и (2), можно рассчитать пороговые значения скорости кристаллизации, которые равны $v_s^{\min} = 10^{-5}$ м/с и $v_s^{\max} = 20$ м/с для сталей. Таким образом, существует возможность плоского режима кристаллизации при сварке, если скорость затвердевания является крайне низкой (порядка мкм/с) или очень высокой (порядка м/с). Однако в большинстве практических случаев скорость затвердевания лежит в интервале $v_s^{\min} - v_s^{\max}$. Ис-

ключение составляет начальная зона кристаллизации, расположенная на поверхности контакта сварочной ванны с основным металлом, где скорость кристаллизации начинается с нуля. Верхний порог скорости кристаллизации не достигается при обычной сварке плавлением, так как при увеличении скорости сварки сварочная ванна приобретает форму капли и максимальная скорость затвердевания приближается к ограниченной величине, которая всегда меньше, чем скорость сварки.

Приведенный выше теоретический анализ стабильности плоского фронта кристаллизации показывает, что при сварке сталей в сварочной ванне кристаллизация происходит в виде дендритов или клеток (ячеек). Это подчеркивает важность исследования и моделирования такого рода структур для понимания сварочных явлений.

Аналитические модели. Решение Иванцова. Первое последовательное решение задачи о диффузии вокруг изолированного кончика иглы как роста кристалла в переохлажденном расплаве было опубликовано в работе [31] Г. П. Иванцовым. Изотермическая поверхность вокруг кончика дендрита была представлена как совместный параболоид вращения. Кончик дендрита имеет форму параболоида вращения, так как это соответствует границе раздела между жидкой и твердой фазами, которая считается изотермической. Аналитическое выражение, связывающее радиус закругления дендрита R_t и скорость роста v_t с температурой кончика дендрита T_c , представленное в работе [31], приведено в уравнении:

$$T_t - T_\infty = \frac{\Delta H}{C_m} Iv(P_t); \quad (3)$$

$$Iv(P_t) = P_t \exp(P_t) Ei(P_t), \quad P_t = \frac{v_t R_t}{2\alpha_\tau};$$

где T_∞ — температура расплава в бесконечности; ΔH — энтальпия плавления; C_m — теплоемкость расплава; α_τ — коэффициент термодиффузии; P_t — тепловое число Пекле; Ei — интегральная показательная функция; R_t — радиус закругления дендрита; v_t — скорость роста; Iv — функция Иванцова.

Применив аналогию между тепловой диффузией и диффузией растворенного вещества, при условии постоянного состава на кончике дендрита, аналогичное выражение может быть получено для концентрационных дендритов:

$$C_t - C_0 = C_t (1 - k) Iv(P); \quad P = \frac{v_t R_t}{2D_l}, \quad (4)$$

где C_0 — номинальный состав бинарного сплава; P — концентрационное число Пекле.

Для заданной температуры кончика или его состава данная модель прогнозирует только значе-



ние числа Пекле или произведение $v_t R_t$. Это означает, что возможно несколько вариантов решения для дендритов с радиусом кончика, обратно пропорциональным скорости затвердевания.

В случае ограниченной направленной кристаллизации температура кончика дендрита контролируется диффузией растворенного вещества. Предполагая, что фазовая диаграмма линейна, переохлаждение на кончике может быть выражено формулой

$$\Delta T_t = -m(C_t - C_0), \quad (5)$$

где m – наклон линии ликвидуса.

Подставляя значение C_t из уравнения (4) и принимая во внимание следующее соотношение для равновесного диапазона плавления $\Delta T_0 = T_t - T_s = mC_0(1 - k)/k$, переохлаждение на кончике дендритов можно записать в виде:

$$\Delta T_t = \frac{k\Delta T_0 Iv(P)}{1 - (1 - k)Iv(P)}. \quad (6)$$

Если скорость затвердевания определяется процессом (например, видом источника тепла при сварке), существует несколько решений для нахождения переохлаждения на кончике дендрита. Таким образом, дополнительное ограничение необходимо для выбора уникального радиуса закругления дендрита из множества возможных решений, предсказанных моделью Иванцова.

С учетом влияния межфазной энергии уравнение (6) модифицируется в уравнение (7), которое соединяет модель Иванцова и стабилизирующий эффект капиллярности:

$$\Delta T_t = \frac{k\Delta T_0 Iv(P)}{1 - (1 - k)Iv(P)} + \frac{2\Gamma_k}{R_t}. \quad (7)$$

Поскольку модель Иванцова действительна только для изотермических поверхностей, а эффект капиллярности проявляется только вдоль неизотермической поверхности, модификации данной модели являются лишь приближительными. Более подробные решения для неизотермических интерфейсов были предложены в работах [32, 33]. Добавление термина капиллярности делает лишь очень небольшую область решений нестабильными, но это не устраняет множественность результатов, предсказанных моделью Иванцова. Необходимо дополнительное ограничение для того, чтобы позволить системе выбрать уникальное значение радиуса кончика дендрита. Так как отношение скорости и радиусов имеет экстремальный характер, было доказано, что выбор радиуса кончика дендрита происходит при экстремальном значении, которое соответствует максимальной скорости роста при данном переохлаждении или минимальному переохлаждению при данной скорости роста. При этом следует отметить, что экспериментальные результаты, приведенные в рабо-

те [34] Н. С. Huang и М. Е. Glicksman, поставили под сомнение это предположение.

КГТ-теория. Авторы работы [35] J. S. Langer и J. Muller-Krumbhaar предложили заменить принцип максимальной скорости критерием устойчивости формы $v_t R_t^2 = \text{const}$. Они обнаружили, что массивные дендриты имеют нестабильный кончик, в то время как те, которые являются слишком узкими и быстро растущими, как правило, замедляются из-за нестабильности бокового ветвления. В настоящее время это наиболее популярный критерий выбора, который называют «предельной стабильностью». Основываясь на этой концепции, авторы работ [23, 36] разработали теоретическую модель для направленной кристаллизации, которая известна как КГТ-модель. Считая, что радиус кончика дендрита в стационарном состоянии равен критической длине волны нестабильной границы твердой и жидкой фаз ($R_t = \lambda_s$), и используя решение Иванцова для транспортной проблемы, получены уравнения (8)–(11) для критерия выбора параметров кончика дендрита:

$$Av_t^2 - Bv_t + G = 0, \quad (8)$$

$$A = \frac{\Gamma_k}{4\sigma^* P^2 D_t^2}, \quad (9)$$

$$B = \frac{k\Delta T_0}{1 - (1 - k)Iv(P)} \frac{\xi_c}{D_t}, \quad (10)$$

$$\xi_c = 1 - \frac{2k}{\left(1 + \frac{1}{\sigma^* P^2}\right)^{0.5} - 1 + 2k}, \quad (11)$$

где σ^* – константа устойчивости, которая определяется экспериментально.

Если рассмотреть критическую длину волны нестабильной границы раздела фаз на кончике дендрита λ_s , то для того, чтобы она соответствовала плоской границе, теоретическое значение σ^* должно быть равно $1/4\pi^2 = 0,0253$. Экспериментальные значения для различных двойных систем, которые варьируются около значения 0,02 [36], хорошо совпадают с этой величиной.

Для заданного значения скорости кристаллизации v_t , число Пекле P может быть найдено путем численного решения уравнения (8). Значение радиуса закругления R_t получают из выражения для P (4). Используя значения P и R_t , переохлаждение на кончике дендрита, и, следовательно, температура T_t может быть рассчитана из уравнения (7), а состав на кончике дендрита из уравнения (4). Таким образом, данные, предоставленные КГТ-моделью, могут быть использованы для сравнения с прогнозами других моделей, включая варианты прямого моделирования кристаллизации.

КГТ-модель была также использована для расчета кинетики роста дендрита с помощью кле-



точных автоматов и моделей виртуального зерна, разработанных для прямого моделирования формирования зеренной структуры в отливках [37] и при сварке [38].

Ограничения аналитического моделирования. Описанные выше и аналогичные [36] аналитические модели были сосредоточены на изолированных дендритах, которые растут либо в переохлажденном расплаве, либо в расплаве с положительным градиентом температуры в стесненных условиях кристаллизации. Задача кристаллизации со свободной границей является чрезвычайно сложной, выше описанные модели являются лишь приближением к физической трактовке проблемы, с целью получения устойчивого аналитического решения. Их ограничения заключаются в росте массива дендритов, в котором диффузионные поля соседних дендритов взаимодействуют друг с другом. Особенно заметно это выражается в невозможности прогнозирования расстояния между стволами дендритов [39]. Кроме того, выше рассмотренные аналитические модели не описывают неустойчивости кончика дендрита и, следовательно, развитие вторичных веток дендритов.

Численные модели. Модели McCartney и Hunt. Авторы работ [24, 39] разработали теоретическую модель устойчивого роста массива ячеек и дендритов при положительном градиенте температуры с использованием методов конечных элементов. Они исходили из того, что проблема со свободной границей и границей раздела твердое–жидкое предполагает нахождение в равновесии обеих фаз, а также выполнение дополнительного условия равновесия на границе твердой и жидкой фазы. Это условие относится к температуре границы T_l и его составу C_l , кривизне и кинетической мобильности:

$$T_l = T_M + m(C_l - C_0) - \Gamma_k k - \frac{v}{\mu_v}, \quad (12)$$

где μ_v – кинетический коэффициент; v – нормальная скорость движения границы раздела.

Данная численная модель устраняет предположение о форме иглы. Кроме того, диффузия тепла и растворенного вещества рассмотрены одновременно. Таким образом, модель способна делать реалистичные прогнозы.

Полученные численные результаты указывают на минимум переохлаждения кончика в зависимости от полуширины элементарной ячейки. Самоогласованность формы может быть найдена только при определенных условиях роста [24] и только до определенного максимального значения полуширины. Если предположить, что рост происходит между минимальным переохлаждением на кончике и точкой неустойчивости, то численные

результаты согласуются с соответствующими экспериментальными данными. При этом не существует самосогласованной формы выше определенной скорости роста, что делает невозможным использование этого метода при переходе от ячеистой к дендритной морфологии с хорошо развитым боковым ветвлением, которые не могут быть смоделированы этим методом.

Анализ J. D. Hunt и S. L. Lu, прогнозирование междендритного расстояния и структуры. Используя модифицированный вариант описанной выше численной модели, Hunt и Lu [40] изучили механизмы регуляции расстояния в растущем массиве ячеек или дендритов. Для того чтобы сделать анализ проще и быстрее, они исключили решение уравнения теплопроводности. Вместо этого тепловой поток был описан путем введения движущегося линейного температурного поля, которое меняется только в осевом направлении. Кроме того, была разработана очень простая модель для нескольких ячеек, которая изучает взаимодействия центральной ячейки с шестью окружающими клетками. На основе этой модели был предложен критерий отбора минимального расстояния до стабильной клетки. Одним из наиболее важных результатов модели является то, что она прогнозирует небольшой диапазон расстояний для стабильной клетки и отдельный диапазон дендритов.

Приведенные выше результаты обобщены в работе [41], где численные данные в безразмерной форме были оснащены аналитическими выражениями для определения на границе раздела фаз концентрационного переохлаждения и переохлаждения за счет кривизны поверхности («Curvature under cooling») как для ячеистого механизма затвердевания, так и для дендритного. Формулы, приведенные в этой работе, хорошо сочетаются с экспериментами и с другими моделями, поскольку они представляют зависимости первичного расстояния между дендритами, а также переохлаждения на кончиках для массивов ячеек и дендритов, в зависимости от параметров кристаллизации (скорость, градиент температуры и свойства материала).

Пространственные (прямые) методы моделирования. Прямые методы моделирования подразумевают, что моделируется вся дендритная структура или существенная ее часть. Для этого эволюция твердой и жидкой фаз должны рассчитываться в пространстве и времени. Это может быть реализовано явным отслеживанием поверхности раздела фаз или неявно, как в клеточных автоматах или модели фазового поля, которые описаны ниже.

Клеточные автоматы. Модель Brown. В последние два десятилетия клеточные автоматы

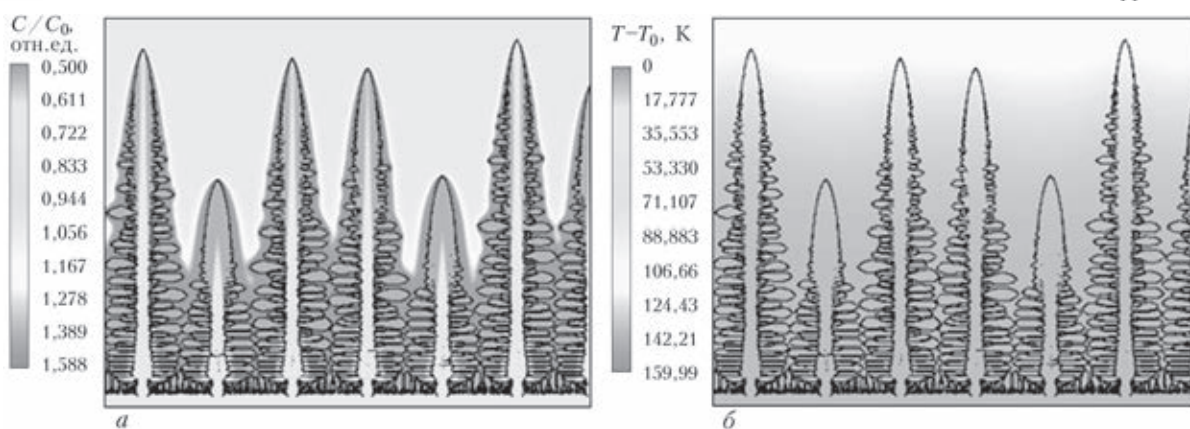


Рис. 3. Результат моделирования направленного дендритного роста в переохлажденном расплаве Fe–C [49]: *а* — распределение концентрации (C/C_0); *б* — распределение температуры ($T - T_0$)

были использованы для имитации различных фазовых превращений в материалах [42, 43]. Этот метод моделирования использует регулярную решетку, которая делится на равные по размеру клетки, как правило, это квадраты в 2D и кубы в 3D. Каждая ячейка характеризуется ее состоянием, например, жидкая фаза, твердая фаза, фаза 1, фаза 2 и т. д. Ячейка может также содержать одну или несколько переменных, например, значения температуры и/или химический состав. Применяя правила перехода, клетка может менять свое состояние итеративно во времени («степинг»). Правила перехода принимают во внимание состояние самой клетки, ее соседей и их переменные. Это очень простой способ для изучения эволюции системы в ответ на технологические параметры и переменные. Теоретическая и практическая значимость применения модели клеточных автоматов для моделирования явления кристаллизации была рассмотрена в работах S. G. R. Brown и J. A. Spittle [42] и Ch. A. Gandin и M. Rappaz [37].

Иллюстрация использования моделирования клеточными автоматами для имитации дендритных морфологий и кинетики роста была представлена в работе [25]. Авторы рассчитывают свободный рост неизотермических дендритов в переохлажденных расплавах для однокомпонентных систем. Модель включает правила для учета тепловой диффузии, влияние кривизны на равновесную температуру кристаллизации и эволюцию скрытой теплоты. Спрогнозированная кинетика роста удовлетворительно согласуется с известными экспериментальными и теоретическими результатами. Но так как количественная физика процесса практически не включена в модель, с помощью этой модели возможно только качественное изучение факторов, определяющих развитие дендритов в переохлажденных расплавах.

Модель Sasikumar и Sreenivasan. В работе [26] представлена 2D-модель роста дендритов в однокомпонентной системе с элементами метода кле-

точных автоматов, похожая на модель S. G. R. Brown, описанную выше, но расширенная за счет метода конечных элементов для решения уравнения теплопроводности. Таким образом, модель Sasikumar и Sreenivasan представляет собой сочетание физического и эмпирического подходов, т. е. движущая сила роста дендрита рассчитывается на основе реалистичной физической модели, в то время как эмпирические правила, введенные в метод, используются для учета кривизны поверхности, анизотропии роста и шума. Нельзя ожидать, что модель даст количественно правильные результаты, но она может быть использована для изучения тенденций в изменении морфологии дендритов в зависимости от свойств материала и параметров процесса.

В более поздних работах эта модель была модифицирована для иллюстрации влияния частиц на морфологию дендритов [44] и для моделирования роста дендритов в бинарных сплавах [45].

Результаты П. К. Галенко и М. Д. Кривилева. Данный подход был использован в работах [46–49] и показал адекватные результаты при моделировании роста дендритов (рис. 3) как при малых скоростях роста кристаллов (диффузионно-лимитируемое затвердевание), так и для высокоскоростного роста (диффузионно-лимитируемое и кинетически контролируемое затвердевание). Также в работе [46] приведен ряд результатов для различных сплавов (Fe–C, Cu–Ni, Ni–B, Ag–Cu).

Метод фазового поля. Популярность метода фазового поля в последние годы быстро увеличивается [27, 50, 51]. Метод основан на фундаментальных физических принципах из термодинамики и кинетики и широко используется для моделирования широкого спектра задач фазового перехода. Основные принципы метода и его применение для проблемы затвердевания могут быть описаны на основе работы [27], в которой была адаптирована модель Steinbach [52] для фазовых превращений в сталях, в том числе роста дендри-



тов, роста дендритов с перетектической реакцией, роста зерна и аллотриоморфного образования феррита.

Метод фазового поля отбрасывает парадигму четкой границы, вводя параметр ϕ , который указывает на присутствие ($\phi = 1$) или отсутствие ($\phi = 0$) определенной фазы [27]. На границе ϕ изменяется резко, но непрерывно в нескольких точках сетки. Истинное положение границы предполагается в точке, где $\phi = 0,5$. Физические величины являются функциями параметра порядка. Исходя из минимизации функционала свободной энергии системы получают эволюционные уравнения для различных фаз. В этих уравнениях переохлаждение для каждой пары фаз включены как функции местной концентрации растворенного вещества. В рассматриваемой модели [27] концентрация обрабатывается как внешнее поле, а уравнения диффузии приводятся к ϕ . Таким образом, моделирование эволюции микроструктуры при фазовых превращениях, связанное с множеством нелинейных дифференциальных уравнений для фазы ϕ и полей концентрации решается численно.

Так как модели фазового поля имеют дело с численным решением дифференциальных уравнений, они легко могут быть сформулированы как в 2D, так и в 3D [53]. Расчеты, однако, являются вычислительно очень интенсивными.

Несмотря на то, что они должны дать количественные результаты, их применение для моделирования процессов в существующих материалах требует знания их физических свойств, которые трудно определить. Однако этот метод становится одним из самых мощных и перспективных в области моделирования фазовых переходов в различных системах.

В заключение следует отметить, что кристаллизация в сварочной ванне является первым этапом формирования микроструктуры при сварке плавлением, который влияет на конечную микроструктуру и, следовательно, механические и технологические свойства сварного шва. Основные параметры, управляющие этим процессом, — состав сплава, скорость кристаллизации и градиент температуры перед фронтом кристаллизации.

Для того, чтобы учитывать влияние неметаллических включений на первичную структуру, а как следствие, и на вторичную, следует моделировать рост дендритов в сварочной ванне в процессе охлаждения.

Значительные успехи достигнуты в области аналитического моделирования дендритных структур, которые, в принципе, могут быть применены для сварки. Аналитические модели, однако, ограничиваются рассмотрением изолированных кончиков дендритов. Взаимодействие между

диффузионными полями соседних дендритов не принимаются во внимание. Кроме того, интервал между дендритами может быть предсказан очень грубо и с рядом эмпирических допущений, что не позволяет качественно прогнозировать дендритную структуру металла в ситуации, когда в сварочной ванне содержатся разного рода неметаллические включения.

Численные методы моделирования распространения концентрационного поля вокруг кончика дендрита или ячейки позволяют описать более точно форму иглы, переохлаждение и концентрации как функции условий роста и свойств материала.

Аналитические и численные модели развития дендритов не учитывают возможности ветвления, огрубления структуры и микросегрегации во всей двухфазной зоне, так как они предполагают полную симметрию и описывают лишь границу раздела фаз.

Прямые методы моделирования, такие как клеточные автоматы и метод фазового поля, потенциально не нуждаются в ограничениях и способны имитировать всю структуру во время кристаллизации. Применяя их, можно получить температурные или концентрационные поля перед фронтом кристаллизации, геометрию кончика дендритов, первичные и вторичные расстояния между ветвями дендритов, а также микросегрегации в подплавленной зоне. Однако, поскольку эти методы основаны на численных решениях основных уравнений и/или правилах перехода, влияние размерности должно быть исследовано и сведено к минимуму.

Положительный результат применения данных моделей применительно к решению практических задач может быть получен в том случае, когда прямые методы моделирования базируются на результатах, полученных с использованием аналитических и численных моделей.

Исходя из сказанного выше, можно сделать вывод, что наиболее адекватных и показательных результатов моделирования роста дендритов с учетом влияния неметаллических включений стоит ждать от метода клеточных автоматов, который необходимо модифицировать с учетом возможностей аналитических и численных моделей. Преимущество данного метода по сравнению с методом фазового поля заключается в его вычислительной простоте и отсутствии необходимости определения некоторых физических свойств реальных материалов, таких как подвижность и анизотропия.

1. David S. A., Babu S. S., Vitek J. M. Recent advances in modeling and characterization of weld microstructure // Sci. and Techn. of Weld. and Joining. — 2001. — 6, № 6. — P. 341–346.



2. *Trends in welding research: proceedings of the 5th Intern. conf.*: M. L. Santella, S. S. Babu, B. Riemir, Z. Feng: Materials Park, OH, ASM International, 1999. – P. 605–609.
3. *Grong O. Metallurgical modeling of welding.* — The Institute of Materials, London, 1997. – 605 p.
4. *Mathematical models of transport phenomena associated with arc-welding processes: a survey* / P. G. Jönsson, J. Szekely, R. T. T. Choo, T. P. Quinn // Modeling and Simulation in Material Sci. and Eng. – 1994. – № 2. – P. 995–1016.
5. *Evans G. M., Bailey N. Metallurgy of Basic Weld Metal.* – Cambridge: Abington, 1997. – 432 p.
6. *Kluken A. O., Grong O. Mechanisms of inclusion formation in Al–Ti–Si–Mn deoxidised steel weld metals* // Metallurgical Transactions A. – 1989. – 20A. – P. 1335–1349.
7. *Calculation of inclusion formation in low alloy steel welds* / K. C. Hsieh, S. S. Babu, J. M. Vitek, S. A. David // Mat. Sci. Eng. – 1996. – A215. – P. 84–91.
8. *Koseki T., Ohkita S., Yurioka N. Thermodynamic study of inclusion formation in low alloy steel weld metals* // Sci. and Techn. of Weld. and Joining. – 1997. – № 2. – P. 65–69.
9. *Development of macro- and microstructures of C–Mn low alloy steel welds –inclusion formation* / S. S. Babu, S. A. David, J. M. Vitek et al. // Mat. Sci. and Techn. – 1995. – № 11. – P. 186–199.
10. *Effect of high-energy-density welding processes on inclusion and microstructure formation in steel welds* / S. S. Babu, F. Reidebach, S. A. David et al. // Sci. and Techn. of Weld. and Joining. – 1999. – № 4. – P. 63–73.
11. *Manson P. Program aids in modeling welding thermodynamics* // Welding J. – 2012. – № 12. – P. 28–30.
12. *Thermo-calc and DICTRA, computational tools for materials science* / J. O. Andersson, T. Helander, L. Höglund et al. // Calphad. – 2002. – № 26. – P. 273–312.
13. *Babu S. S. Thermodynamic and kinetic models for describing microstructure evolution during joining of metals and alloys* // Intern. Mat. Review. – 2009. – № 54(6). – P. 333–367.
14. *New model for prediction of ferrite number of stainless steel welds* / S. S. Babu, J. M. Vitek, Y. S. Iskander, S. A. David // Sci. and Techn. of Weld. and Joining. – 1997. – № 2(6). – P. 279–285.
15. *Vitek J. M., Iskander Y. S., Oblow E. M. Improved ferrite number prediction in stainless steel arc welds using artificial neural networks.* – Pt. 1: Neural network development // Welding J. – 2000. – № 79(2). – P. 33–46.
16. *Bhadreshia H. K. D. H., Svensson L. E., Gretoft B. A model for the development of microstructure in low-alloy steel (Fe–Mn–Si–C) weld deposits* // Acta Met. – 1985. – № 33. – P. 1271–1283.
17. *Ion J. C., Easterling K. E., Ashby M. F. A second report on diagrams of microstructure and hardness for heat-affected zones in welds* // Ibid. – 1984. – № 32(11). – P. 1949–1962.
18. *Kasuya T., Yurioka N. Carbon Equivalent and Multiplying Factor for Hardenability of Steel* // Welding J. – 1993. – № 72. – P. 263–268.
19. *Smallman R. E., Bishop R. J. Modern physical metallurgy and materials engineering.* – Oxford: Auckland Boston Johannesburg Melburn New Delhi, 1999. – 438 p.
20. *Pavlyk V. Modeling and direct numerical simulation of dendritic structures under solidification conditions during fusion welding.* – Aachen: Shaker Verlag GmbH, 2004. – 147 p.
21. *David S. A., Babu S. S., Vitek J. M. Welding: solidification and microstructure* // JOM. – June 2003. – Режим доступа: <http://www.tms.org/pubs/journals/JOM/0306/David-0306.html>.
22. *Trivedi R., Kurz W. Dendritic growth* // Intern. Mat. Reviews. – 1994. – № 39(2). – P. 47–74.
23. *Kurz W., Giovanola B., Trivedi R. Theory of microstructure development during rapid solidification* // Acta Met. – 1986. – № 34(5). – P. 823–830.
24. *McCartney D. G., Hunt J. D. A numerical finite difference model of steady state cellular and dendritic growth* // Metallurgical Transactions A. – 1984. – 15A. – P. 983–994.
25. *Brown S. G. R., Williams T., Spittle J. A. A cellular automaton model of the steady-state «free» growth of a non-isothermal dendrite* // Acta Met. et Mat. – 1994. – № 42(8). – P. 2893–2898.
26. *Sasikumar R., Sreenivasan R. 2-dimensional simulation of dendrite morphology* // Ibid. – 1994. – № 2(7). – P. 2381–2386.
27. *Tiaden J., Grafe U. A phase-field model for diffusion and curvature controlled phase transformations in steels* // Proc. of the Intern. Conf. on Solid-Solid Phase Transformations'99, Kyoto, Japan. – 1999. – P. 737–740.
28. *Koseki T. Solidification and solidification structure control of weld metals* // Welding Intern. – 2001. – № 16(5). – P. 347–365.
29. *The redistribution of solute atoms during the solidification of metals* / W. A. Tiller, K. A. Jackson, J. W. Rutter, B. Chalmers // Acta Met. – 1953. – № 1. – P. 428–437.
30. *Mulins W. W., Sekerka R. F. Stability of a planar interface during solidification of a dilute binary alloy* // J. of Appl. Phys. – 1964. – № 35(2). – P. 444–451.
31. *Иванцов Г. П. Температурное поле вокруг сферического, цилиндрического и иглообразного кристалла растущего в переохлажденном расплаве* // Докл. АН СССР. – 1947. – № 58(4). – С. 567–569.
32. *Темкин Д. Е. О скорости роста кристаллической иглы в переохлажденном расплаве* // Там же. – 1960. – № 132(6). – С. 1307–1310.
33. *Trivedi R. Growth of dendritic needles from a supercooled melt* // Acta Met. – 1970. – № 18(3). P. 287–296.
34. *Huang H. C., Glicksman M. E. Fundamentals of dendritic solidification: Steady-state tip growth* // Ibid. – 1981. – № 29. – P. 701–715.
35. *Langer J. S., Müller-Krumbhaar J. Stability effects in dendritic crystal growth* // J. of Crystal Growth. – 1977. – № 42. – P. 11–14.
36. *Trivedi R., Kurz W. Dendritic growth* // Intern. Mat. Reviews. – 1994. – № 39(2). – P. 47–74.
37. *Gandin Ch. A., Rappaz M. A coupled finite element-cellular automaton model for the prediction of dendritic grain structures in solidification processes* // Acta Met. – 1994. – № 42(7). – P. 2233–2246.
38. *Ploshikhin V. V., Bergmann H. W. Correlation between the welding parameters and the grain structure for the fast moving high power line heat source in a thin plate.* – London: The Institute of Materials, 2001. – Mathematical Modelling of Weld Phenomena 5. – P. 269–281.
39. *Hunt J. D., McCartney D. G. Numerical finite difference model for steady state cellular array growth* // Acta Met. – 1987. – № 35. – P. 89–99.
40. *Lu S. L., Hunt J. D. A numerical analysis of dendritic and cellular array growth: the spacing adjustment mechanisms* // J. of Crystal Growth. – 1992. – № 123. – P. 17–34.
41. *Hunt J. D., Lu S. Z. Numerical modelling of cellular/dendritic array growth: Spacing and structure predictions* // Met. and Mat. Transactions A. – 1996. – № 27A(3). – P. 611–623.
42. *Spittle J. A., Brown S. G. R. A 3d cellular automaton model of coupled growth in two component systems* // Acta Met. et Mat. – 1994. – № 42(6). – P. 1811–1815.
43. *Dilthey U., Reichel T., Pavlik V. A modified cellular automaton model for grain growth simulation.* – London: The Institute of Materials, 1997. – Mathematical Modelling of Weld Phenomena 3. – P. 106–113.
44. *Kurien L., Sasikumar R. Simulation of dendrite morphology in the presence of particles* // Acta Met. – 1996. – № 44(8). – P. 3385–3395.
45. *Sasikumar R., Jacob E., George B. Simulation of dendrite growth in binary alloys* // Scr. Mat. – 1998. – № 38(4). – P. 693–701.
46. *Галенко П. К., Кривилев М. Д. Изотермический рост кристаллов в переохлажденных бинарных сплавах* // Мат. моделирование. – 2000. – 12, № 11. – С. 17–37.
47. *Галенко П. К., Кривилев М. Д. Конечно-разностная схема для моделирования кристаллического структурообразования в переохлажденных бинарных сплавах* // Там же. – 2000. – 12, № 12. – С. 11–23.]



48. Кривилев М. Д., Галенко П. К. Моделирование перехода к бездиффузионному затвердеванию при высокоскоростной кристаллизации бинарных сплавов // Вестн. Удмуртского ун-та. – 2008. – № 1. – С. 129–140.
49. Кривилев М. Д., Галенко П. К. Программный комплекс для моделирования кристаллического структурообразования в переохлажденных бинарных сплавах: Уч. пос. – Ижевск: Удмуртский ун-т, 1999. – 59 с.
50. Zhang Y. Phase field modeling of dendritic growth and coarsening supercooling. – InTech: ISBN: 978-953-51-0113-0. – 2012. – 134p. – Режим доступа: <http://www.intechopen.com/books/supercooling/phase-field-modeling-of-dendrite-growth>.
51. Лебедев В. Г., Данилов Д. А., Галенко П. К. Об уравнениях модели фазового поля для неизотермической кинетики превращений в многокомпонентной и многофазной системе // Вестн. Удмуртского ун-та. – 2010. – № 1. – С. 26–33.
52. Phase field concept for multiphase systems / I. Steinbach, F. Pezzolla, B. Nestler et al. // Physica. D. – 1996. – № 94(3). – P. 135–147.
53. Kobayashi R. A numerical approach to three-dimensional dendritic solidification // Exp. Mat. – 1994. – № 3. – P. 410–423.

Поступила в редакцию 22.11.2013

ВНИМАНИЮ СПЕЦИАЛИСТОВ!

В январе 2014 г. Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины передал в эксплуатацию Харьковскому ОАО «Турбоатом» установку СВ-112 для электронно-лучевой сварки пакетов рабочих лопаток паровых турбин. Впервые в практике электронно-лучевой сварки этих изделий применен принцип их однопозиционной загрузки в вакуумную камеру сравнительно небольшого ($0,2 \text{ м}^3$) объема, откачиваемого до рабочего вакуума за время не более 3-х минут.



Ранее для электронно-лучевой сварки этих пакетов использовали установки с вакуумными камерами большого объема, где размещались многопозиционные поворотные столы со сварочной оснасткой для монтажа подлежащих сварке пакетов рабочих лопаток. Но высокая производительность такой установки не может быть востребована в условиях невысокой загрузки турбинного производства. Кроме того, стоимость самой установки и затраты на ее обслуживание достаточно высоки.

Эффективность применения малогабаритной установки с однопозиционной нагрузкой пакетов лопаток подтверждена в процессе ее продолжительного испытания с участием специалистов ОАО «Турбоатом».



СТРУКТУРА ЗОНЫ ОПЛАВЛЕНИЯ ЛИТОГО ВЫСОКОНИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ХН56МБЮДШ ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ

А. А. ПОЛИШКО, В. Я. САЕНКО, А. Ю. ТУНИК, С. Н. СТЕПАНИЮК

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Лазерная поверхностная обработка оказывает существенное влияние на структуру и эксплуатационные свойства изделий. Представляет интерес изучение влияния такой обработки на высоконикелевые сплавы, применяемые в ответственных конструкциях. Оценено влияние лазерной поверхностной обработки на структуру и свойства литого высоконикелевого сплава ХН56МБЮДШ. Представлены результаты исследований дисперсности дендритной структуры полученного методом электрошлакового переплава полого слитка из высоконикелевого сплава ХН56МБЮДШ и зоны оплавления после его лазерной поверхностной обработки в атмосфере азота и гелия. Показано, что в зоне оплавления расстояние между осями дендритов на два порядка меньше, чем в литом металле в состоянии после ЭШП без лазерной обработки. Приведены результаты дюрометрических исследований. Установлено, что после лазерной обработки показатели микротвердости усредняются во всем объеме оплавленного слоя. При этом наблюдается повышение уровня микротвердости оплавленного слоя в атмосфере азота. В целом установлено положительное влияние данной обработки на структуру и микротвердость зоны оплавления. Библиогр. 6, табл. 4, рис. 8.

Ключевые слова: лазерная поверхностная обработка, высоконикелевый сплав, зона оплавления, металлографические исследования, дендритная структура, расстояние между первичными ветвями дендритов, расстояние между вторичными ветвями дендритов, дюрометрические исследования, микротвердость

Лазерная обработка поверхности является одним из перспективных методов решения задач современного материаловедения в формировании поверхностного рабочего слоя с заданными структурой и свойствами. При лазерной обработке сталей и сплавов с оплавлением за очень короткое время поверхностные слои успевают нагреться до высоких температур и расплавиться. В перегретом металле примеси могут перераспределяться, если они до этого содержались в виде включений. Поскольку время нагрева и толщина расплавленного слоя очень малы, охлаждение при кристаллизации жидкого слоя происходит с высокой скоростью. В результате высокоскоростная кристаллизация оплавленного лазерным лучом поверхностного слоя открывает новые возможности для получения качественно иного структурного состояния в зоне оплавления литых сплавов по сравнению с традиционными сварочными и металлургическими процессами. Многими исследователями показано [1, 2], что существенный упрочняющий эффект поверхностного слоя может быть получен при лазерной обработке с оплавлением, которая позволяет легко регулировать толщину упрочненного слоя, а при наличии фазовых превращений и степень его упрочнения. Важным является также возможность лазерного поверхностного легирования из газовой фазы, в частности, азотом [3]. Упрочнение в этом случае связано с образованием

пересыщенных твердых растворов и новых фаз. Несомненным преимуществом использования лазерного метода является возможность поверхностной обработки тонкостенных деталей с регулируемой толщиной и свойствами упрочненного слоя при их минимальных поводках, а также развитых, в том числе внутренних, поверхностей.

Целью настоящей работы является исследование влияния лазерной поверхностной обработки на структуру и твердость зоны оплавления слитка из высоконикелевого сплава марки ХН56МБЮДШ (ТУ-14-1-4025–85), полученного методом ЭШП.

В качестве объекта исследования использовали образцы литого металла, вырезанные из полого слитка, полученного методом ЭШП, диаметром 350/230 мм высотой 1600 мм из сплава ХН56МБЮДШ.

Технология получения методом ЭШП толстостенных полых заготовок из сплава ХН56МБЮДШ впервые была разработана еще в 1988–1990 гг. в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины под руководством академика Б. И. Медовара совместно с Научно-исследовательским и конструкторским институтом энерготехники им. Н. А. Доллежалы РАН применительно к высоконагруженным элементам конструкций ядерных энергетических установок с газовыми теплоносителями [4–6].

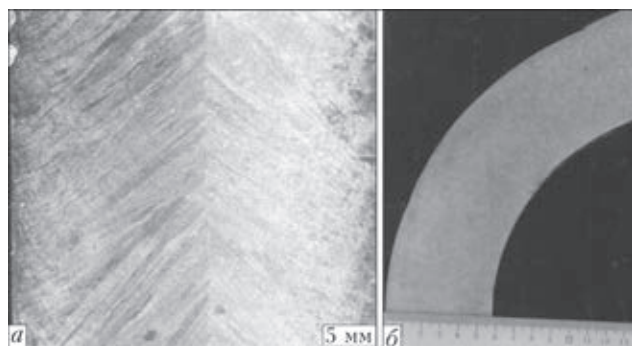


Рис. 1. Макроструктура фрагментов продольного (а) и поперечного (б) темплетов полого слитка, полученного методом ЭШП, диаметром 350/230 мм высотой 1600 мм из сплава ХН56МБЮДШ

Химический состав сплава ХН56МБЮДШ (ТУ-14-1-4025–85) следующий, мас. %: 0,04 С; 1,65 Al; 0,4 Si; 0,48 Ti; 0,4 V; 19,0 Cr; 10,0 Fe; 5,3 Mo; 4,8 Nb; 0,04 Mn; 0,002 S; 0,006 P; Ni — основа.

В качестве расходуемых электродов использовали полученные методом ВДП прутки диаметром 55 мм из сплава ХН56МБЮД. После выплавки слитков подвергается термообработке по режиму: гомогенизация (1150 °С, 1 ч); закалка (980 °С, 1 ч) и старение (730 °С, 15 ч) с повторным старением (650 °С, 10 ч).

Для оценки структурной однородности из слитка вырезали продольный и поперечный макротемплеты. Макроструктура, приведенная на рис. 1, характеризуется однородным плотным строением. Дефектов усадочного происхождения, пор, трещин, шлаковых включений не обнаружено.

Таблица 1. Технологические параметры лазерной обработки с оплавлением ($I = 17$ А, $P_{\text{изл.}} \approx 3$ кВт; диаметр луча 1,2...1,5 мм; скорость линейного перемещения 630 мм/мин)

Защитная среда	Ширина оплавленного слоя, мкм	Глубина проплавления, мкм
Азот	2050	270
Гелий	1850	240

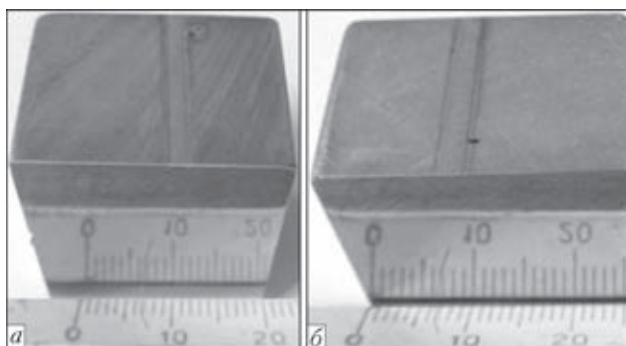


Рис. 2. Внешний вид образцов после лазерного оплавления в атмосфере азота (а) и гелия (б)

Лазерную поверхностную обработку образцов проводили на непрерывном CO₂-лазере в атмосфере защитного газа азота и гелия (табл. 1).

На рис. 2 показаны образцы после лазерного оплавления в атмосфере азота и гелия. Структура зоны оплавления приведена на рис. 3.

При помощи сканирующего электронного микроскопа JSM-35CF фирмы «JEOL» (Япония) и рентгеновского спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments») (Великобритания) и металлографического микроскопа «Неофот-32», оснащенного приставкой для цифрового фотографирования, проведена оценка структуры литого высоконикелевого сплава ХН56МБЮДШ до и после его поверхностной лазерной обработки с оплавлением в атмосфере азота и гелия. Учитывая специфику проявления микроструктуры литого сплава для электронного микроскопа, использовали режим BEI (изображение во вторичных электронах) (рис. 3).

Исследования литого металла в состоянии после выплавки показали, что структура содержит фазовые включения (эвтектику) — светлые участки, которые содержат повышенное количество молибдена, ниобия и кремния (спектр 3, 4, рис. 4, табл. 2), по сравнению с металлом матрицы (спектр 5, рис. 4, табл. 2). Обнаружены также темные включения карбонитрида титана в структуре матрицы, которые содержат повышенное ко-

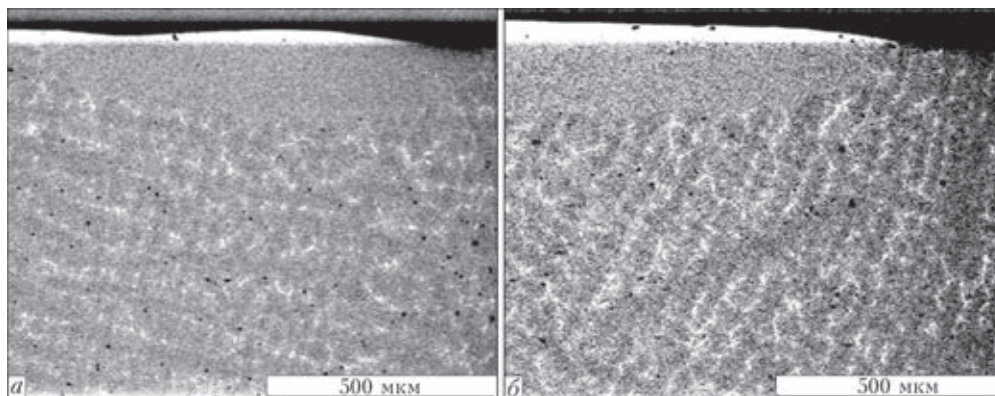


Рис. 3. Микроструктура зоны оплавления, полученная с применением сканирующего электронного микроскопа в режиме вторичных электронов в атмосфере азота (а) и гелия (б)

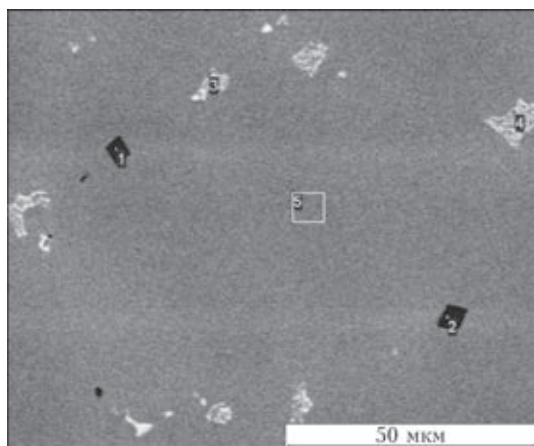


Рис. 4. Микроструктура литого металла сплава ХН56МБЮДШ без лазерной обработки

личество углерода, азота, титана и ниобия (спектр 1, 2, рис. 4, табл. 2).

Исследование металла после лазерной обработки в атмосфере азота показало, что в результате оплавления происходит диспергирование эвтектики — светлых участков в структуре матрицы, содержащих повышенное количество ниобия и молибдена. Происходит измельчение включений карбонитридов титана (темные включения в структуре матрицы) (рис. 5, а, табл. 3). Наружная поверхность переплавленного металла имеет золотистый оттенок, характерный для нитрида титана.

Исследование металла после лазерной обработки с оплавлением высоконикелевого сплава ХН56МБЮДШ в атмосфере гелия показало, что в результате лазерного оплавления в металле ЗТВ также происходит диспергирование эвтектики (светлых участков в структуре матрицы), содержащих повышенное количество ниобия и молибдена, измельчение карбонитридов титана (темные включения в структуре матрицы). Однако в зоне оплавления наблюдается практически полное отсутствие включений карбонитридов титана (рис. 5, б, табл. 4).

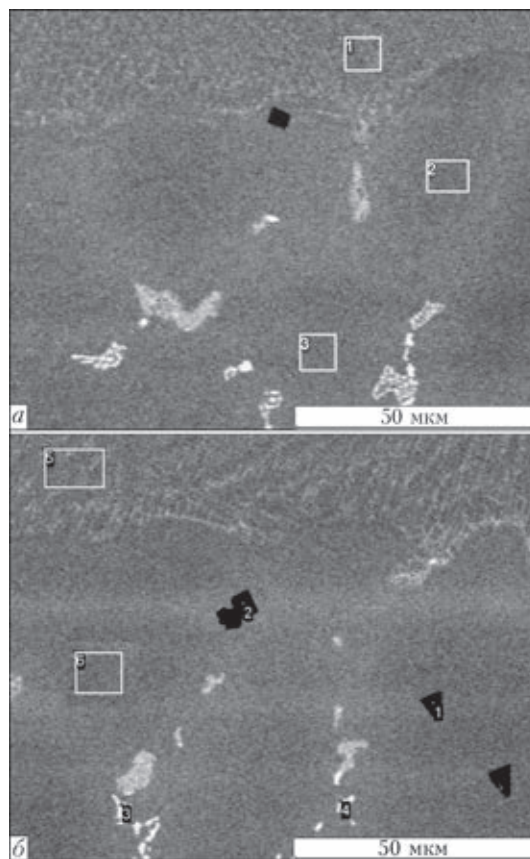


Рис. 5. Микроструктура зоны оплавления (верхний участок) и литого металла (нижний) сплава ХН56МБЮДШ после лазерной обработки в атмосфере азота (а) и гелия (б)

Оптические металлографические исследования литого металла высоконикелевого сплава ХН56МБЮДШ проводили на травленых шлифах (в реактиве $\text{CuCl}_2 - 5 \text{ мг} + \text{HCl} - 100 \text{ мл} + \text{этанол} - 100 \text{ мл}$) с применением микроскопа «Неофот-32», оснащенного приставкой для цифрового фотографирования.

В основном металле высоконикелевого сплава ХН56МБЮДШ и после его лазерной поверхностной обработки в атмосфере азота и гелия выявлена характерная для литого металла ярко выраженная дендритная структура (рис. 6, 7).

Таблица. 2. Химический состав (мас. %) локальных областей (см. рис. 4)

Номер спектра	C	N	Al	Si	Ti	V	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	6,87	17,77	0,00	0,00	49,28	2,58	2,16	0,35	1,31	19,09	0,59
2	6,99	17,97	1,03	0,27	50,74	0,34	1,66	1,77	3,44	14,68	0,91
3	2,94	0,0	0,59	1,23	0,31	0,20	13,11	10,51	40,28	15,30	13,55
4	4,14	0,0	0,75	0,92	0,47	0,25	13,28	10,15	42,24	17,31	10,48
5	0,0	0,0	1,19	0,22	0,15	0,36	17,78	15,62	55,53	2,47	5,01

Таблица 3. Химический состав (мас. %) локальных областей (см. рис. 5, а)

Номер спектра	C	N	O	Al	Ti	V	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	3,68	0,00	0,00	1,18	0,36	0,30	16,82	14,02	54,02	3,94	5,67
2	2,60	0,00	1,01	1,20	0,19	0,40	17,67	15,33	53,76	2,68	5,16
3	2,82	0,00	0,00	1,26	0,25	0,43	17,58	13,98	54,45	3,56	5,67



Таблица 4. Химический состав (мас. %) локальных областей (см. рис. 5, б)

Номер спектра	C	N	O	Al	Si	Ti	V	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	5,58	18,70	3,94	0,00	0,00	48,79	1,78	1,64	0,27	1,34	17,12	0,83
2	6,56	15,23	5,04	0,11	0,00	49,19	1,65	1,23	0,43	1,33	18,53	0,70
3	5,51	0,00	0,00	1,22	0,14	0,30	0,30	15,66	12,21	53,96	5,35	5,35
4	5,91	0,00	1,72	0,54	1,26	0,23	0,20	13,42	9,79	38,28	14,81	13,83
5	2,68	0,00	0,00	1,25	0,17	0,28	0,50	17,12	14,14	54,16	3,92	5,79
6	0,00	0,00	0,00	1,23	0,14	0,00	0,45	18,14	15,84	57,33	2,07	4,80

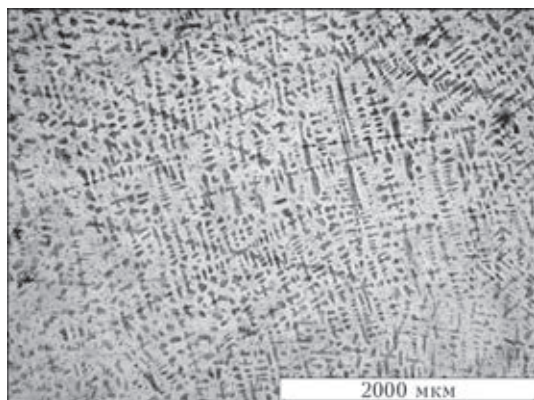


Рис. 6. Микроструктура литого металла сплава ХН56МБЮДШ в состоянии после выплавки

Для сравнения и количественного описания дендритной структуры выбрали параметр в виде расстояния между первичными ветвями дендритов. Показателем дисперсности дендритной структуры выбрали расстояние между вторичными ветвями дендритов. Расстояние между ветвями дендритов оценивали с помощью металлографи-

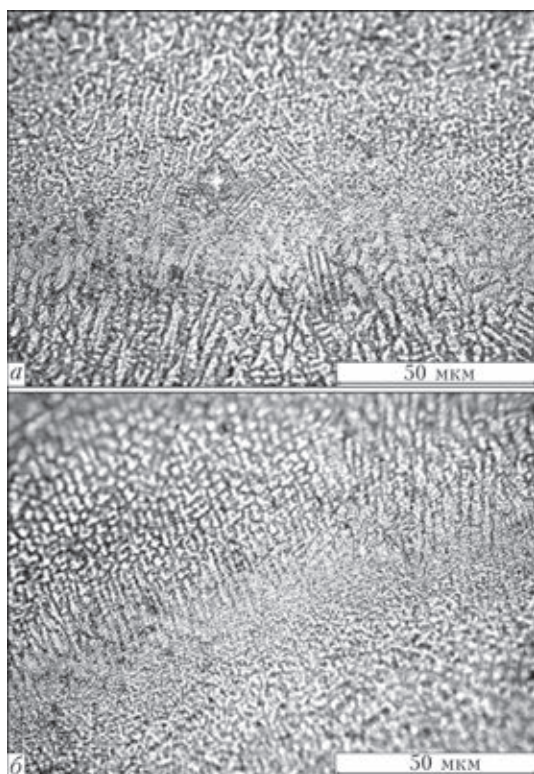


Рис. 7. Микроструктура зоны оплавления литого металла сплава ХН56МБЮДШ после лазерной поверхностной обработки в атмосфере азота (а) и гелия (б)

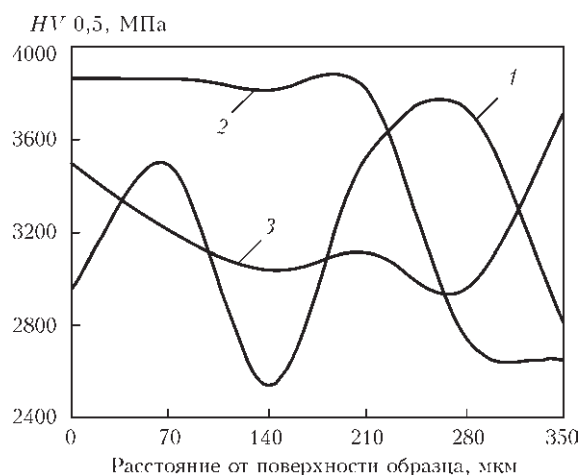


Рис. 8. Распределение микротвердости в литом металле сплава ХН56МБЮДШ: 1 — в состоянии после выплавки; 2, 3 — в зоне оплавления после лазерной обработки соответственно в атмосфере азота и гелия

ческих исследований с применением компьютерной программы Tescan.

В результате проведенных исследований установлено, что в литом металле высоконикелевого сплава ХН56МБЮДШ в состоянии после выплавки расстояние между первичными ветвями дендритов колеблется от 224 до 862 мкм, а между вторичными — от 60 до 245 мкм, т. е. расстояние между первичными ветвями дендритов почти в 3 раза больше, чем между вторичными.

В зоне оплавления в атмосфере азота расстояние между первичными ветвями дендритов составляет 1,8...5,0 мкм, между вторичными 1,6...4,2 мкм; в атмосфере гелия расстояние между первичными ветвями дендритов 1,9...4,5 мкм, между вторичными 1,5...4,2 мкм. Расстояния между первичными и вторичными ветвями дендритов в зоне оплавления в атмосфере азота и гелия практически одинаковы, кроме того, они на два порядка меньше, чем в литом металле в состоянии после выплавки без лазерной обработки.

Дюротметрические исследования проводили на твердомере LECO-M400 при нагрузке 0,05 кг. Результаты анализа распределения микротвердости в зоне оплавления поверхностного слоя, полученного в результате лазерной обработки в атмосфере азота и гелия, а также литого металла без лазерной обработки представлены на рис. 8. В зоне оплавления наблюдается более равномер-



ное распределение микротвердости по сравнению с литым металлом без лазерной обработки. Кроме того, обнаружено, что уровень микротвердости зоны оплавления после лазерной обработки в среде азота выше, чем поверхностного слоя зоны оплавления в среде гелия.

Выводы

В результате лазерной поверхностной обработки с оплавлением литого высоконикелевого сплава ХН56МБЮДШ на его поверхности толщиной 240...270 мкм образуется однородный слой, в котором происходит диспергирование эвтектики, обогащенной молибденом и ниобием, и измельчение карбонитридных включений титана.

ДюрOMETрические исследования показали, что микротвердость усредняется во всем объеме оплавленного слоя по сравнению с литым металлом без лазерной обработки, при этом микротвердость матрицы литого металла на уровне 2600...2900 МПа, оплавленного слоя при использовании гелия 3100...3500 МПа, а оплавленного слоя при использовании азота 3800...3900 МПа. Увеличение уровня микротвердости оплавленного слоя при использовании азота в качестве защитного газа может быть обусловлено некоторым уровнем азотирования металла, о чем свидетельствует золотистый оттенок наружной поверхности, характеризующий наличие на поверхности нитридов титана.

В результате металлографических исследований установлено, что в литом металле без лазерной обработки расстояние между первичными

ветвями дендритов примерно в 3 раза больше, чем между вторичными, в то время как в зоне оплавления расстояние между первичными и вторичными ветвями дендритов практически одинаково. Кроме того, в зоне оплавления расстояние между ветвями дендритов на два порядка меньше, чем в литом металле в состоянии после выплавки без лазерной обработки.

В целом лазерная обработка с оплавлением благотворно влияет на структуру и свойства литого высоконикелевого сплава ХН56МБЮДШ: обеспечивается формирование качественного однородного поверхностного рабочего слоя.

1. *Лазерный нагрев и структура стали: Атлас микроструктур* / В. Д. Садовский, В. Д. Счастливцев, Т. М. Табатникова, И. Л. Яковлева. – Свердловск: УрО АН СССР, 1989. – 102 с.
2. *Бровер А. В., Дьяченко Л. Д. Особенности структурообразования в зонах лазерного оплавления металлов и сплавов* // *Металловедение и терм. обработка мет.* – 2009. – № 1. – С. 29–33.
3. *Чудина О. В., Александров В. А., Брежнев А. А. Комбинированное поверхностное упрочнение углеродистых сталей лазерным легированием с последующим азотированием* // *Упрочняющие технологии и покрытия.* – 2010. – № 4. – С. 33–37.
4. *Получение полых заготовок из высоконикелевого сплава методом ЭШЛ* / В. А. Тихонов, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко и др. // *Пробл. спец. электрометаллургии.* – 1990. – № 2. – С. 39–42.
5. *Баинин Ю. А., Коростылев А. Б. Выбор режимов закалки сплава ХН56МБЮД электрошлакового переплава* // *Металловедение и терм. обработка мет.* – 1993. – № 3. – С. 19–23.
6. *Перспективы применения электрошлаковых технологий в производстве сосудов высокого давления* / Б. Е. Патон, А. Д. Чепурной, В. Я. Саенко и др. // *Современ. электрометаллургия* – 2004. – № 1. – С. 3–9.

Поступила в редакцию 24.12.2013

МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ»

16-18 июня 2014 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины состоится Международная научно-техническая конференция «Сварочные материалы».

ОРГАНИЗАТОРЫ:

- ♦ Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
- ♦ Ассоциация «Электрод» предприятий стран СНГ, Международная ассоциация «Сварка»
- ♦ Общество сварщиков Украины
- ♦ Российское научно-техническое сварочное общество

На конференции предполагается обсудить актуальные вопросы разработки, производства и промышленного применения сварочных и наплавочных материалов, включая покрытые электроды, проволоки порошковые и сплошного сечения, ленты, флюсы, порошки. Планируется издание сборника по итогам работы конференции.

Для участия в работе конференции необходимо до 1 марта 2014 г. прислать заявку на адрес:
office@association-electrode.com или journal@paton.kiev.ua.

Контакты: 03680, г. Киев, ул. Горького, 54, Дирекция Ассоциации «Электрод».

Тел.: +38 (044) 200-63-02, +38 (044) 200-82-77, +38 (044) 200-80-62.

Факсы: +38 (044) 287-72-35, +38 (044) 200-82-77.

E-mail: association-electrode.com; journal@paton.kiev.ua. <http://www.association-electrode.com>



ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ЭЛЕКТРОННЫМ ЛУЧОМ В ВАКУУМЕ

А. А. БОНДАРЕВ, В. М. НЕСТЕРЕНКОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Магниевого сплавы находят все более широкое применение в различных областях промышленного производства, особенно когда изделия должны иметь наименьшие весовые характеристики. Использование для изготовления таких конструкций магниевых сплавов является наиболее перспективным, но в этом случае должны быть в наличии и надежными технологии их изготовления, включая и процессы сварки различными способами. Электронно-лучевая сварка в настоящее время многими специалистами относится к разряду высоких технологий. Во-первых, процесс ЭЛС происходит в условиях вакуумной среды, что совершенно исключает какие-либо окислительные процессы жидкого металла в сварочной ванне. Более того, при плавлении в вакууме происходит рафинирующая очистка жидкого металла от вредных примесей. А прочностные характеристики соединений при этом самые высокие. В настоящей работе приведены результаты экспериментальных исследований свариваемости электронным лучом деформируемых магниевых сплавов различных толщин. Показано влияние системы легирования и параметров режима на формирование швов и размеры зоны проплавления заготовок различной толщины. Определены прочностные характеристики сварных стыковых соединений. Библиогр. 8, табл. 4, рис. 6.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, магниевые сплавы, режимы сварки, прочность сварных соединений, микроструктура металла шва и основного металла

Магниевого сплавы, являясь самым легким конструкционным материалом и имея сравнительно высокие механические свойства, отличаются высокой химической стойкостью по отношению к ряду агрессивных сред, способны воспринимать большие ударные нагрузки благодаря низкому модулю упругости, а также хорошо обрабатываются режущим инструментом. Количество марок промышленных деформируемых магниевых сплавов приближается к двум десяткам. Из легких металлов алюминий в 1,5 раза и титан в 2,5 раза тяжелее магния, сталь тяжелее последнего в 4 раза. Этим объясняется повышенный интерес к применению сплавов магния в различных отраслях промышленности как у нас в стране, так и за рубежом [1–4].

Применение магниевых сплавов в качестве конструкционного материала в сварных конструкциях было бы невозможным без развития методов их технологической обработки и сварки [5, 6].

Исследованию свариваемости магниевых сплавов различных систем легирования дугowymi способами сварки посвящается целый ряд работ [7], в том числе и сверхлегких конструкционных сплавов на основе системы Mg–Li.

Однако, как показал анализ работ, посвященных исследованиям свариваемости магниевых сплавов, эти вопросы в литературе освещены еще недостаточно. И практически полностью отсут-

ствуют сведения по свариваемости магниевых сплавов электронным лучом.

Результаты ранее проведенных исследований свидетельствуют о том, что магниевые сплавы марок МА2-1, МА12, ИМВ2, ИМВ2-1, а также сплавы систем легирования Mg–Zn–Zr–Ce и Mg–Nd–Zr могут успешно свариваться дугowymi способами. Коэффициент прочности соединений для большинства из них находится в пределах 0,9...1,0 основного металла. Другие прочностные показатели соединений также находятся на уровне свойств основного металла при высокой плотности металла шва.

Основной проблемой при сварке магниевых сплавов является предупреждение образования горячих трещин в сварных соединениях.

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины были проведены исследования свариваемости электронным лучом магниевых сплавов, марка и химический состав которых приведены в табл. 1.

Сплав МА2-1 относится к слаболегированным среднепрочным магниевым сплавам. Он имеет хорошую пластичность в горячем состоянии и хорошо сваривается дугowymi способами. Его использовали в работе с целью выбора параметров режима сварки заготовок из этого сплава толщиной до 200 мм.

Сплав на основе системы магний–цинк–цирконий (ВМД-3) относится к разряду высоколегированных и наиболее прочных магниевых дефор-



Таблица 1. Химический состав магниевых сплавов, мас. %

Сплав	Al	Zn	Mn	Li	Cd	Nd	La	Zr	Ni	Si	Fe	Be
МА2-1	3,8...5,0	0,8...1,5	0,4...0,8	-	-	-	-	-	0,005	0,10	0,05	0,02
ВМД-3	-	2,3...3,5	-	-	1,0...2,0	-	0,5...1,0	0,5...0,9	0,005	0,15	0,03	0,02
ВМД-6	0,1	5,5...7,0	-	-	0,2...1,0	1,4...2,0	-	0,5...0,9	0,004	0,15	0,04	0,002
ИМВ-2	5,0	1,0	0,4	8,0	4,0	-	-	-	-	-	-	-

Таблица 2. Механические свойства исследуемых магниевых сплавов

Марка сплава	Полуфабрикат	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	KCV , Дж/см ²
МА2-1	Плита	270,3...280,0	210,6...230,5	11,3...12,5	0,5...0,7
ВМД-3	Лист	270,1...280,3	230,5	6,5...9,5	0,45
ВМД-3	Плита	320,0	260,0	13,2	
ВМД-6	Лист	200,4...210,2	90,2...90,5	5,3...8,7	0,25
ИМВ-2	-"	220,0...230,0	190,0...190,5	17,5...20,0	0,4...0,5

мируемых сплавов. Сплав ВМД-3 дополнительно легирован кадмием и лантаном. Известно, что лантан при введении его в количестве 0,2...0,8 % дает сильное измельчение зерна и повышает прочность сплавов системы магний–цинк. Этот сплав имеет хорошую пластичность в горячем состоянии и удовлетворительную свариваемость. В работе использовали образцы из этого сплава в виде листов толщиной 2, 5 и 10 мм.

Сплав ВМД-6 — новый высокопрочный деформируемый магниевый сплав. Он несвариваемый, применяется для высоконагруженных деталей. В работе использовали образцы из сплава ВМД-6 в виде дисков толщиной 6 мм, которые вырезали из прутка диаметром 160 мм.

Сплав ИМВ-2 относится к серии сверхлегких конструкционных сплавов на основе Mg–Li, имеет низкую плотность (1,6 г/см³), высокую удельную жесткость и хорошую свариваемость дугowymi способами. Кроме того, сплавы системы Mg–Li имеют высокую сопротивляемость образованию горячих трещин при сварке и мало чувствительны к водородной пористости. Однако наличие в сплаве большого количества лития, имеющего большое сродство к кислороду, требует тщательной защиты жидкого металла сварочной ванны и разогретых прилегающих участков основного металла от окружающего воздуха, для чего при дуговой сварке рекомендуют использовать поддув аргона со стороны проплава.

При отработке режимов и техники электронно-лучевой сварки перечисленных выше магниевых сплавов использовали образцы толщиной 12 мм. Свойства исследуемых сплавов приведены в табл. 2.

В процессе проведения исследований все приведенные марки сплавов сваривали без присадочных материалов. Сборку образцов под сварку осуществляли с минимально возможными зазорами. Подготовку свариваемых кромок под сварку выполняли путем шабрения на глубину до 0,1 мм. Перед этим образцы подвергали обезжириванию органическими растворителями.

Сварку заготовок сплавов МА2-1 и ВМД-3 толщиной 100 мм и более, длиной 450 мм выполняли с использованием источника питания ЭЛА-60/60 с ускоряющим напряжением 60 кВ и током пучка до 1 А.

Режимы сварки соединений различных марок магниевых сплавов, обеспечивающие полную глубину проплавления при минимально необходимой мощности, приведены в табл. 3.

Электронно-лучевую сварку указанных сплавов выполняли как статическим, так и вращающимся по окружности лучом. Частоту колебаний принимали равной 300 Гц, амплитуду 1,5 мм.

Свойства соединений определяли на круглых образцах по ГОСТ 6996–66 тип II, ударную вязкость – на образцах с надрезом типа Менаже.

Визуальный контроль за процессом электронно-лучевой сварки магниевых сплавов позволил установить, что в зависимости от системы легирования поведение жидкого металла сварочной ванны различно. Так, при сварке сплавов МА2-1 и ВМД-3 с полным проплавлением и сплава ИМВ-2 с полным и неполным проплавлением процесс протекает спокойно, без выплесков и разбрызгивания жидкого металла. В сварных швах в этом случае наблюдаются дефекты формирования в виде подрезов глубиной 2-3 мм с двух сторон верхнего валика вдоль зоны сплавления (рис. 1).

Таблица 3. Параметры режимов сварки магниевых сплавов различной толщины ($U_{\text{иск}} = 60$ кВ)

Сплав	Толщина, мм	Ток пучка, мА	Скорость сварки, м/ч
МА2-1	20	80	45
МА2-1	135	430	15
МА2-1	165	430	10,5
ВМД-3	10	45	55
ВМД-3	7	30	24
ВМД-3	11	40	24
ВМД-3	135	450	14
ВМД-6	7,5	40	48
ВМД-6	7,5	30	33
ИМВ-2	10	22	24
ИМВ-2	12	27	24

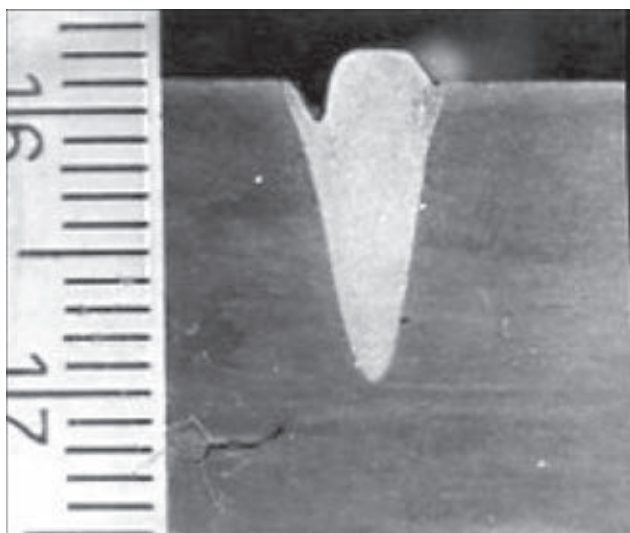


Рис. 1. Макрошлиф сплава МА2-1 при неполном проплавлении

При электронно-лучевой сварке обнаружили еще одну особенность в формировании соединений, которая свойственна только магниевым сплавам. Заключается она в том, что при сварке с полным проплавлением практически во всех случаях со стороны корня шва происходит выдувание жидкого металла давлением паров в кратере. В результате образуется подрез глубиной до 3,5 мм (рис. 2). С ростом толщин свариваемых заготовок глубокие подрезы формируются как со стороны корня швов, так и со стороны верхнего валика (рис. 2, а). Для устранения этих дефектов применяются верхняя и нижняя удаляемые после сварки подкладные планки (рис. 3).

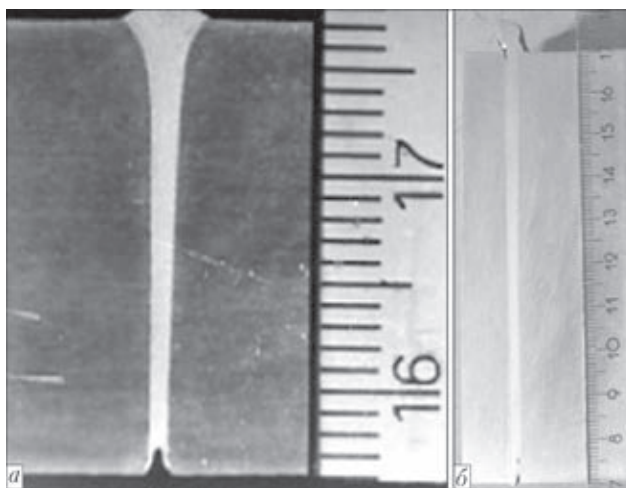


Рис. 2. Формирование корневой части шва глубиной 20 (а) и 100 мм (б) при ЭЛС сплава МА2-1 с полным проплавлением

В процессе проведения исследований все сварные соединения из магниевых сплавов подвергали рентгенографическому контролю для обнаружения внутренних дефектов. Результаты анализа показали, что при электронно-лучевой сварке исследуемых сплавов магния поры и трещины не образуются. Не обнаружены трещины даже на заготовках из сплава ВМД-6, которые по своему конструктивному оформлению соответствуют одному из наиболее сложных вариантов круговой пробы для определения склонности к трещинообразованию. Результаты исследований свойств соединений магниевых сплавов представлены в табл. 4. Соединения всех приведенных сплавов после сварки термообработке не подвергались.

Таблица 4. Механические свойства сварных соединений магниевых сплавов

Марка сплава	Толщина свариваемого металла, мм	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	KCV, Дж/см ²
МА2-1	20	$\frac{250,1...250,7}{250,4}$	$\frac{210,2...250,3}{230,6}$	$\frac{8,0...12,5}{10,4}$	0,5
МА2-1	135	$\frac{250,8...270,6}{260,9}$	$\frac{120,2...130,4}{120,8}$	$\frac{11,7...16,7}{15,2}$	$\frac{0,75...1,0}{0,85}$
ВМД-3	10	$\frac{250,6...270,9}{260,8}$	$\frac{220,5...230,4}{220,7}$	$\frac{5,2...8,4}{7,5}$	0,4
ВМД-3	135	$\frac{220,3...250,9}{240,5}$	$\frac{220,0...240,8}{230,2}$	6,7	0,5
ВМД-3	135	$\frac{260,3...270,2}{260,85}$	$\frac{250,2...260,3}{250,6}$	5,4	0,5
ИМВ-2	12	$\frac{200,5...220,4}{210,8}$	$\frac{170,8...180,1}{10,8}$	4,0	0,3...0,7
ВМД-6	7,5	$\frac{200,6...200,8}{200,6}$	Разрушение за базой	-	0,4

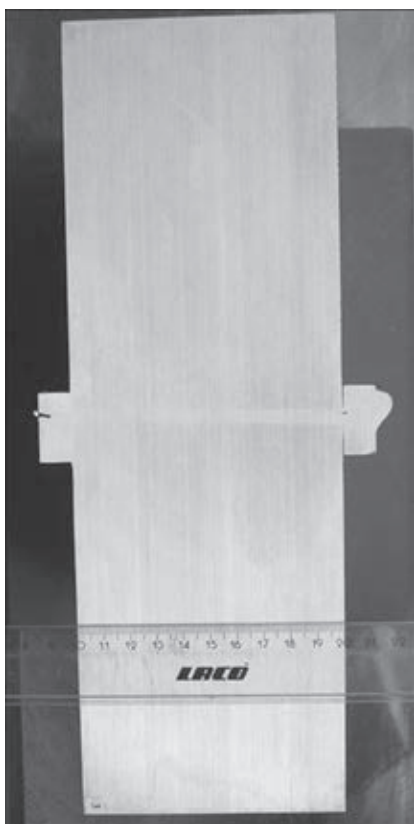


Рис. 3. Формирование швов при ЭЛС сплава МА2-1 с двумя подкладными планками

Анализ результатов механических свойств разрушенных образцов показал, что на сплавах ИМВ-2 и ВМД-6 разрушение во всех случаях происходило по основному металлу на расстоянии 10...15 мм от оси шва. При этом разницы в значениях временного сопротивления для листов из

сплава ИМВ-2 толщиной 10 и 12 мм не обнаружено. Разрушение образцов из сплавов МА2-1 и ВМД-3 происходило большей частью по металлу шва. При ЭЛС сплава МА2-1 толщиной 135 мм и последующей вырезке образцов из различных участков швов по глубине анизотропии прочностных характеристик в шве не было обнаружено.

Ударная вязкость соединений (металл шва и зона термического влияния) для исследованных марок сплавов находится на уровне аналогичных характеристик для основного металла.

Коэффициент прочности соединений для сплавов ИМВ-2 и ВМД-6 практически равен единице. Для сплавов МА2-1 и ВМД-3 он находится в пределах 0,95...1,0, а для ВМД-3 – 0,75...0,85.

Анализ микроструктуры различных участков соединений магниевых сплавов показал, что структура металла шва при электронно-лучевой сварке практически не отличается от той, которая имеет место для сплавов в литом состоянии. Учитывая высокие скорости кристаллизации при электронно-лучевой сварке, наблюдается несколько меньше величина зерна и толщина межзеренных прослоек по сравнению со структурой швов, которая имеет место при дуговых способах сварки [8]. Видимых дефектов в металле шва на сплавах МА2-1, ВМД-6, ИМВ-2 при этом не обнаружено (рис. 4).

В металле ЗТВ на участке, примыкающем к зоне сплавления, наблюдается рекристаллизация исходной структуры основного металла с образованием равноосных зерен. Однако при этом сохраняется общая направленность текстуры основного

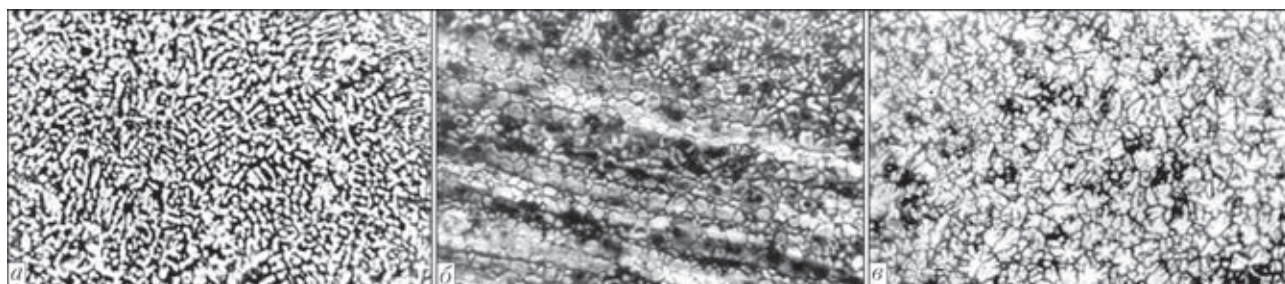


Рис. 4. Микроструктура ($\times 150$) металла шва сплавов МА2-1 (а), ВМД-6 (б) и ИМВ-2 (в)

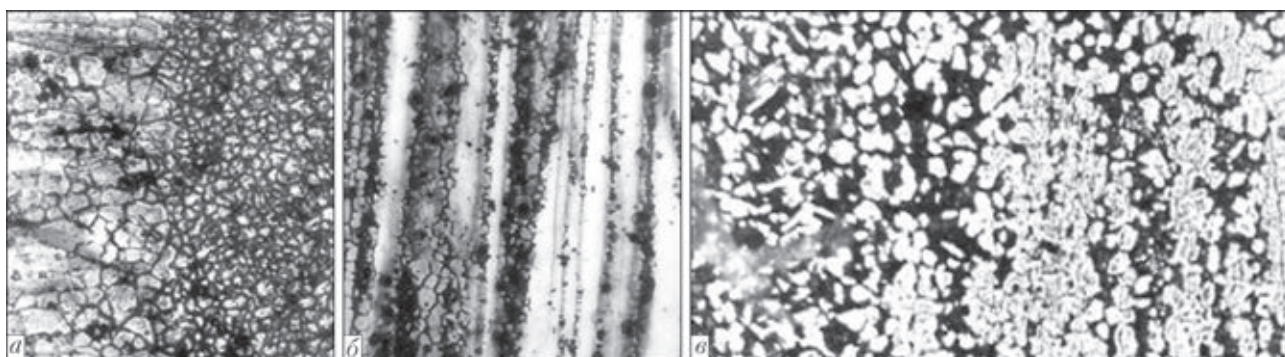


Рис. 5. Микроструктура ($\times 150$) соединений сплавов МА2-1 (а), ВМД-6 (б) и ИМВ-2 (в) в зоне сплавления

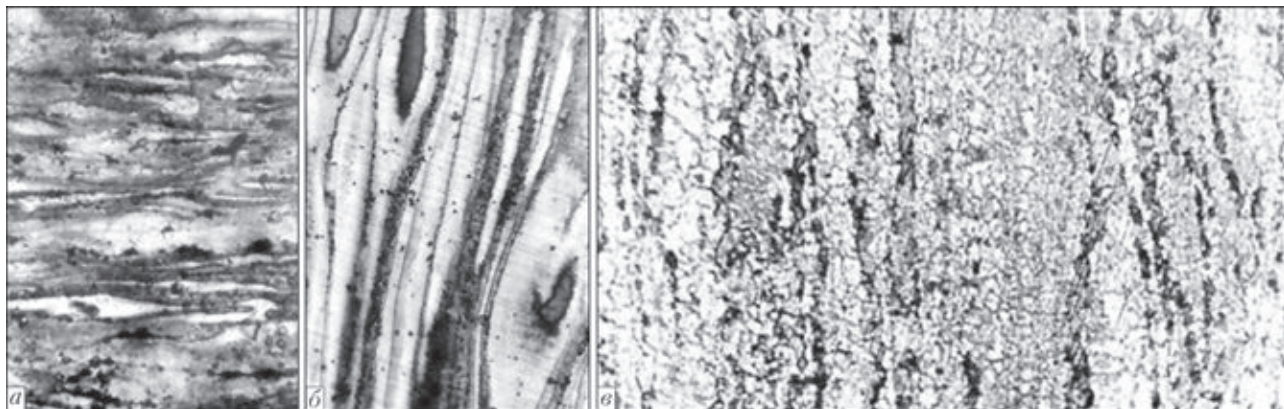


Рис. 6. Микроструктура ($\times 150$) основного металла сплавов МА2-1 (а), ВМД-6 (б) и ИМВ-2 (в)

металла (рис. 5). Утолщение межзеренных прослоек с выделением легкоплавкой эвтектики в металле ЗТВ примерно в 3-5 раз выше, чем в основном металле.

На рис. 6 для сравнения представлена структура основного металла сплавов МА2-1, ВМД-6 и ИМВ-2.

Выводы

1. Проведены комплексные исследования свариваемости электронным лучом в вакууме магниевых сплавов, включая высокопрочные магниеволитиевые сплавы.

2. Установлено, что для обеспечения высокого качества формирования и прочностных свойств соединений сварку необходимо выполнять сканирующим электронным лучом при частотах 200...700 Гц и амплитудой 1,5...2,5 мм.

3. Показано, что прочностные характеристики сварных соединений высокопрочных магниевых сплавов находятся на уровне не ниже 95 % аналогичных свойств основного металла.

4. Рекомендуются для предупреждения образования дефектов в виде занижения поверхности

швов или выдувания жидкого металла с обратной стороны шва использовать при подготовке стыковых соединений к сварке накладки и подкладки под стыком из того же металла при толщине не менее 5...10 мм.

1. *Магниеые сплавы: Справочник*. В 2 т. – М.: Металлургия, 1978. – Т. 1: Металловедение магния и его сплавов / Под ред. М. Б. Альтмана, А. Ф. Белова, В. И. Добаткина и др. – 232 с. – Т. 2: Технология производства и свойства отливок и деформированных полуфабрикатов / Под ред. И. И. Гурьева, М. В. Чухрова. – 296 с.
2. *Рохлин Л. Л., Никитина Н. И., В. А. Волченкова*. Исследование богатых магнием сплавов Mg-Al₂Cu // *Металлы*. – 2006. – № 2. – С. 104–108.
3. *Дриц М. Е.* Магниеые сплавы для работы при повышенных температурах. – М.: Наука, 1964. – 231 с.
4. *Воздвиженский В. М., Грачев В. А., Скаский В. В.* Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1984. – 432 с.
5. *К вопросу об электронно-шлаковой сварке сплавов магния: Сб. «Магниеые сплавы»*. – М.: Наука, 1978. – С. 183–187.
6. *Эйдензон М. А.* Металлургия магния и других легких металлов. – М.: Металлургия, 1974. – 200 с.
7. *Магниеые сплавы: Сб. ст. Ин-та металлургии им. А. А. Байкова*. – М.: Наука, 1978. – 223 с.
8. *Бондарев А. А., Нестеренков В. М.* Исследование свариваемости магниееого сплава МА2 электронным лучом в вакууме // *Компрессорное энергетическое машиностроение*. – 2013. – № 2. – С. 21–28.

Поступила в редакцию 10.07.2013



ЗАО "ПСКОВЭЛЕКТРОСВАР"

ТЭСО

ТЯЖЕЛОЕ ЭЛЕКТРОСВАРОЧНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

На ЗАО «Псковэлектросвар» в период с 24 по 26 июня 2014 г. состоится Международная научно-техническая конференция «Трубопроводы в России и за рубежом — их настоящее и будущее».

Предполагается участие в работе конференции представителей ведущих предприятий и организаций, связанных с производством трубной продукции, сваркой, контролем, ремонтом и эксплуатацией трубопроводов, их диагностикой. Предусмотрена также широкая демонстрационная программа показа сварочного оборудования и техники для неразрушающего контроля.

Контакты: тел. 007(8112)700 134 В. М. Александров



УДК 621.791.72

СВАРКА АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЛАЗЕРНОГО ЛУЧА ВЫСОКОЙ МОЩНОСТИ И ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО УПРАВЛЕНИЯ СВАРОЧНОЙ ВАННОЙ*

М. БАХМАНН, В. АВИЛОВ, А. ГУМЕНЮК, М. РЕТМАЙЕР

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Unter den Eichen 87, Haus 60, Raum 306, D-12205 Berlin.

E-mail: marcel.bachmann@bam.de

Благодаря наличию лазеров мощностью 20 кВт и более, лазерная сварка с глубоким проплавлением широко применяется в промышленности при соединении листовой стали толщиной до 20 мм за один проход. При превышении критического уровня жидкий металл формируемого валика провисает под воздействием гидростатического давления. В отличие от электронно-лучевой, лазерная сварка позволяет управлять жидким потоком в сварочной ванне при помощи электромагнитных полей. Проведены экспериментальные и численные исследования электромагнитной системы переменного тока для компенсации гидростатического давления, обусловленного силами Лоренца в расплаве, при односторонней сварке с полным проплавлением пластин из аустенитной нержавеющей стали типа AISI 304 толщиной до 20 мм. Показано, что применение магнитных полей с индукцией от 200 до 234 мТл (частота колебаний приблизительно 2,6 кГц) приводит к полной компенсации гидростатических сил в расплаве при сварке пластин толщиной от 10 до 20 мм, соответственно. Проведено комплексное моделирование жидкого потока, тепловых и электромагнитных условий методом конечных элементов при различных плотностях магнитного потока и различных частотах колебаний для расчета оптимальной силы электромагнитного поля, предупреждающей провисание расплава. Результаты моделирования показывают, что для этого может использоваться магнитное поле более низкой плотности. Библиогр. 17, рис. 5.

Ключевые слова: лазерная сварка, высокие мощности, аустенитные нержавеющие стали, провисание валика, управляющее электромагнитное поле, компенсация гидростатических сил, моделирование жидкого потока, расчеты

Появление в последние десять лет лазерных источников излучения мощностью выше 10 кВт позволило сваривать стальные пластины толщиной до 30 мм и алюминиевые большей толщины, используя процесс полного проплавления [1, 2], отличающийся высокой эффективностью. К этому следует добавить ключевые преимущества процесса лазерной сварки, по сравнению с многопроходной дуговой, такие как низкая погонная энергия, высокая скорость и низкая деформация [3].

В данной работе исследуется процесс односторонней лазерной сварки пластин аустенитной нержавеющей стали AISI 304. Традиционно детали большой толщины сваривают электронно-лучевым способом [4, 5]. При этом возникают проблемы, связанные с необходимостью использования больших модулей для создания технического вакуума. Современные источники лазерного излучения позволяют сваривать стали стабильным односторонним процессом с проплавлением до 16 мм [6, 7].

Одна из проблем рассматриваемого процесса заключается в том, что при превышении критиче-

ского уровня поверхностное натяжение жидкого материала не может нейтрализовать гидростатическое давление расплава, поэтому он стекает в процессе сварки перед затвердеванием.

Еще одна проблема: в зоне сварки происходят чрезвычайно динамичные процессы, обусловленные, например, течением Марангони и естественной конвекцией.

В отличие от электронно-лучевой, лазерная сварка позволяет использовать электромагнитную обработку расплава. Технологии электромагнитной обработки металлов широко применяются при сварке. Они включают различные процессы: от выращивания кристаллов и плавки с промежуточной емкостью до предотвращения пористости и поверхностной обработки [8], а также перемешивания [9].

Подход, используемый в данном исследовании, состоит в бесконтактном наведении вихревых токов под зоной обработки при помощи переменного магнитного поля в направлении, перпендикулярном направлению сварки. Получаемые в результате этого объемные силы Лоренца в расплаве нейтрализуют действие гравитационных сил и компенсируют гидростатическое давление. Систему электромагнитного управления сварочной ванной ранее исследовали на сталях толщи-

* По материалам доклада, представленного на международной конференции «Laser technologies in welding and materials processing», 27–31 мая 2013 г., пос. Кацивели, Крым, Украина.



ной до 18 мм и алюминиевых сплавах толщиной 30 мм [10, 11]. В работе [12] приведены расчеты по обоснованию использования этой системы при сварке алюминиевых сплавов толщиной 20 мм.

В настоящем исследовании приведены расчеты и описана экспериментальная проверка системы электромагнитного управления сварочной ванной при сварке пластин из нержавеющей стали AISI 304 толщиной 20 мм. Такого типа исследования, основанные на моделировании течения жидкости при электромагнитной обработке, описаны в работах [12–14].

Экспериментальная установка. Принцип воздействия внешнего или приложенного электромагнитного поля на сварочную ванну схематически показан на рис. 1, а. Колеблущееся магнитное поле B расположено в центре под сварочной ванной и вызывает вихревые токи j на глубине $\delta = (\pi f \mu \sigma)^{-1/2}$ в наружном слое материала, где f — частота колебаний, μ — магнитная проницаемость, и σ — электропроводность. Взаимодействие наведенных токов с приложенным магнитным полем приводит к возникновению в расплаве силы Лоренца $F_L = j \times B$, которая нейтрализует гидростатическое давление и при оптимальном управлении уравнивает давление на верхней и нижней поверхностях шва, предупреждая, таким образом, стекание расплава.

Магнит располагают под обрабатываемым изделием на расстоянии 2 мм. Полюса магнитов размещены на 25 мм, поперечное сечение составляет 25×25 мм. Экспериментальная установка показана на рис. 1, б.

Швы типа валиковой пробы выполняли волоконным лазером мощностью 18 кВт. Сварка стали AISI 304 толщиной 20 мм не дала хороших результатов, так как жидкий материал выдувался из шва. Таким образом, сварные соединения толщиной 20 мм получали с использованием аустенитной стали AISI 304 толщиной 10 мм в корневой части и ферритной стали S235 в верхней части, так как более высокое поверхностное натяжение стали S235 стабилизирует поверхность валика сварного шва. Глубину проник-

новения магнитного поля регулировали в пределах 10 мм таким образом, чтобы магнитные свойства ферритной стали S235 не оказывали существенного влияния на приложенное магнитное поле. Предполагалось, что данный пример с толщиной сварного соединения 20 мм покажет принципиальную возможность применения магнитного воздействия на сварочную ванну при сварке листовых материалов большей толщины.

Технические характеристики лазера

Тип лазера, Yb	волоконный
Диаметр волокна, мкм	200
Фокусное расстояние, мм	350
Максимальная мощность лазера P_L , кВт	20
Диаметр фокального пятна, мкм	600
Расход защитного газа Ar, л/мин	30

Математическое моделирование. С помощью математической модели рассчитывали уравнения турбулентного потока жидкости, т. е. закон сохранения массы при массовой плотности ρ и скорости течения u , а также уравнения Навье—Стокса, где η — динамическая вязкость; p — давление; F — внешняя сила:

$$\nabla(\rho u) = 0, \quad (1)$$

$$\rho(u \nabla)u = -\nabla p + \nabla \left[\eta(\nabla u + (\nabla u)^T) - \frac{2}{3} \eta(\nabla u)I \right] + F, \quad (2)$$

$$F = -\rho g - c_1 \frac{(1 - f_L)^2}{f_L^3 + \varepsilon} (u - u_{св}) + < j \times B >. \quad (3)$$

В уравнении (3) первый член описывает гравитационный эффект, второй член относится к торможению затвердевшего материала до скорости обработки, последний член обозначает приложенную среднюю по времени силу Лоренца; f_L — жидкая фракция; c_1 и ε — постоянные.

Кроме того, рассчитывалось уравнение сохранения энергии при эффективной теплоемкости $c_p^{\text{эфф}}$, учитывающей также скрытую теплоту плавления, температуре T и теплопроводности λ :

$$\rho c_p^{\text{эфф}} u \nabla T = \nabla(\lambda \nabla T). \quad (4)$$

Влияние внешнего электромагнитного поля ис-

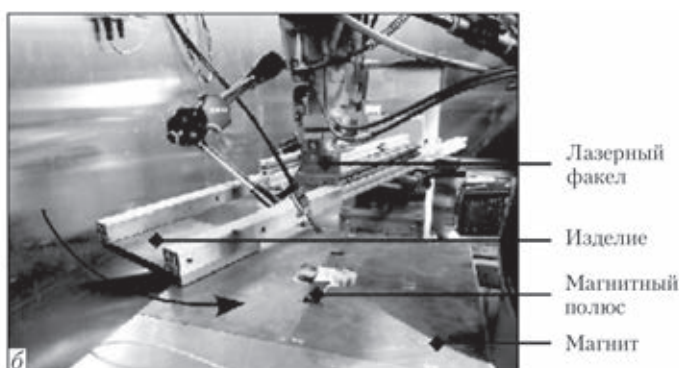
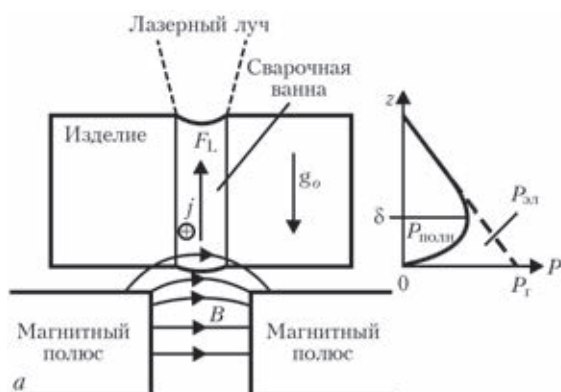
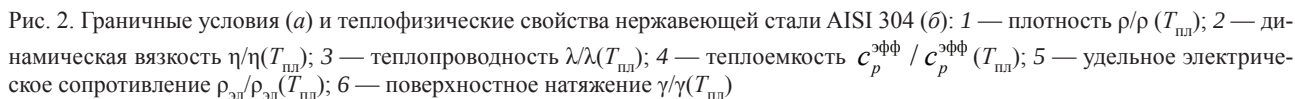


Рис. 1. Схема системы электромагнитного управления сварочной ванной (а) и внешний вид экспериментальной установки (б)



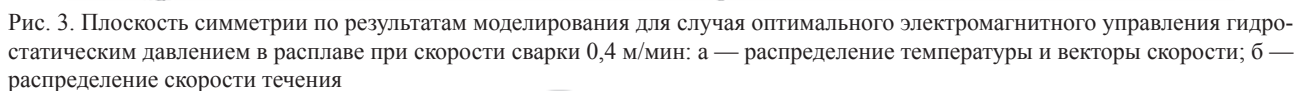
сопротивление $\rho_{\text{эл}} = \sigma^{-1}$, мкм	$1,33 \cdot 10^{-6}$
Поверхностное натяжение γ , Н/м	1,943

Общие граничные условия приведены на рисунке 2, *а*. Более подробно они рассматриваются в работе [12]. Используемая модель материала взята из работ [15–17] (рис. 2, *б*), а его теплофизические свойства приведены ниже.

Температура испарения $T_{\text{испар}}$, К	3000
Плотность ρ , кг/м ³	6900
Скрытая теплота плавления $H_{\text{пл}}$, Дж/кг	$2,61 \cdot 10^5$
Динамическая вязкость η , Па·с	$6,4 \cdot 10^{-3}$
Коэффициент Марангони γ' , Н/(м·К)	$-4,3 \cdot 10^{-4}$
Теплоемкость c_p , Дж/(кг·К)	800
Теплопроводность λ , Вт/(м·К)	28
Удельное электрическое	

Вследствие ограниченной глубины проникновения магнитного поля в жидкий материал (10 мм), для всего свариваемого изделия толщиной 20 мм использовали модель, разработанную для стали AISI 304.

Численные результаты. На рис. 3 показано распределение температуры и скорости течения для случая оптимальной компенсации гидростатического давления в расплаве. Скорость сварки составляла 0,4 м/мин, а частота колебаний — 3 кГц, что обеспечило глубину проникновения магнитного поля в жидкую фазу материала, равную приблизительно 10 мм. Пиковые значения u в областях, расположенных вблизи свободных поверхностей сварочной ванны, обусловлены течением Марангони, которое направлено вдоль градиента поверхностного натяжения из горячей зоны в холодную. Вследствие этого валик сварного шва вытягивается на обеих поверхностях. На нижней поверхности это удлинение меньше вследствие выбранной



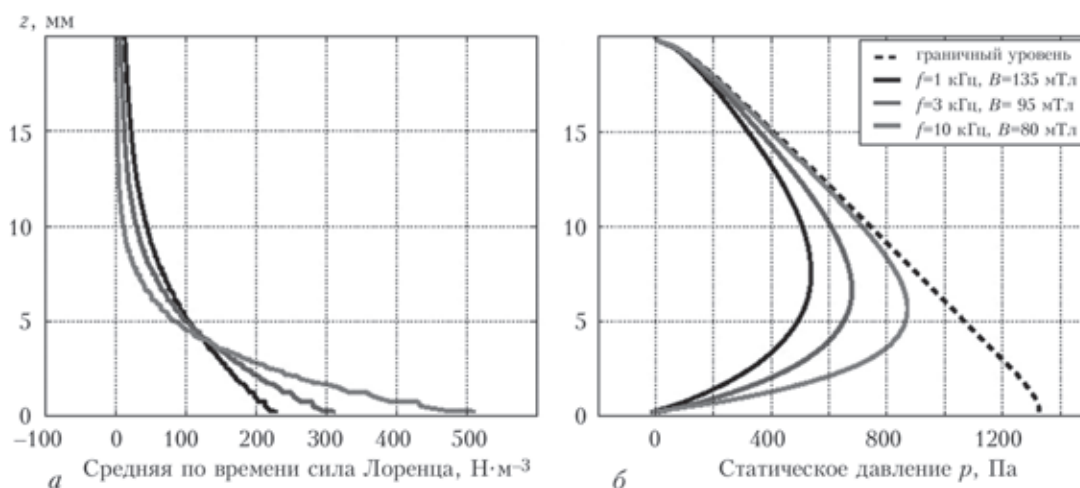


Рис. 4. Распределение давления на расстоянии 3 мм за парогазовым каналом по вертикальной оси (а) и средний по времени вертикальный компонент силы Лоренца (б)

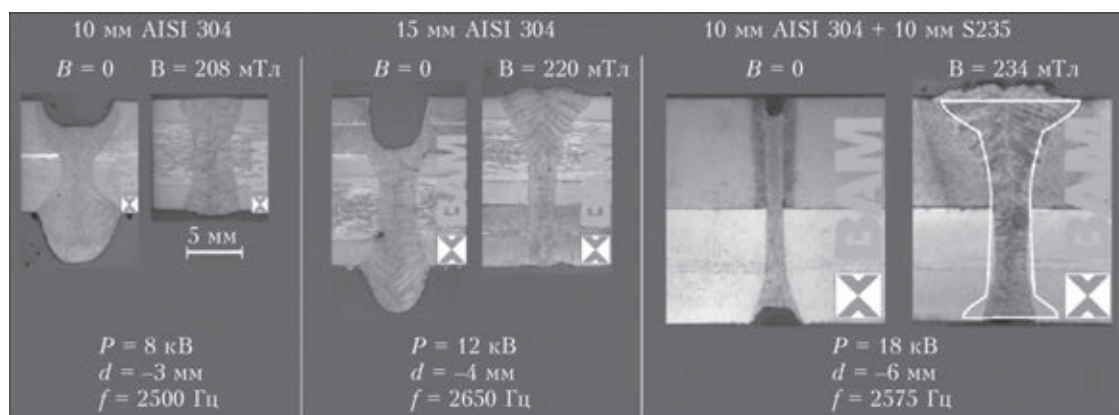


Рис. 5. Однопроходная лазерная сварка без электромагнитной системы управления ($B = 0$) и с применением такой системы ($B \neq 0$) с оптимальными параметрами для пластин толщиной от 10 до 20 мм. Скорость сварки — 0,4 м/мин. Мощность лазера P и глубина фокуса d адаптированы к толщине пластины. Для пластин толщиной 20 мм показаны также результаты, полученные путем моделирования ($B = 95$ мТл, $f = 3$ кГц)

геометрии парогазового канала, который имеет меньший диаметр на нижней стороне.

На рис. 4, а показана компенсация гидростатического давления в валике шва на расстоянии 3 мм за парогазовым каналом в плоскости симметрии для трех значений частоты. Из рисунка видно, что величины давления на обеих поверхностях практически равны, так что гравитация не оказывает никакого воздействия на стекание расплава. Расчетное распределение давления соответствует вертикальному компоненту силы Лоренца, показанному на рис. 4, б.

Экспериментальные результаты. Экспериментальные результаты при сварке пластин толщиной от 10 до 20 мм приведены на рис. 5. При этом соединения пластин толщиной до 15 мм выполняли из стали AISI 304, толщиной до 20 мм — сочетанием сталей AISI 304 (нижняя часть) и S235 (верхняя часть) для обеспечения стабильности сварочного процесса и повышения поверхностного натяжения конструкционной стали. При толщине пластины до 15 мм наблюдается сильное провисание металла валика, в то время как при толщине 20 мм процесс сварки нестабиль-

ный, при этом отмечается потеря металла в корневой и верхней частях соединения. Плотность магнитного потока, необходимая для предупреждения провисания жидкого металла валика несколько повышается с увеличением толщины пластины. При этом для любой толщины может быть обеспечено состояние оптимальной компенсации. Поперечные сечения, полученные при математическом моделировании ($B = 95$ мТл и $f = 3$ кГц), хорошо согласуются с экспериментальными ($B = 234$ мТл и $f = 2,6$ кГц).

Закключение. Система электромагнитного управления сварочной ванной успешно использована для сварки нержавеющей стали толщиной 20 мм. Доказано, что при этом провисание жидкого материала незначительно и для компенсации гидростатического давления возможно применение магнитного потока с пониженной плотностью. Незначительное увеличение магнитного поля в экспериментах с различными толщинами пластин позволяет сделать предположение, что возможен и больший эффект, который компенсирует динамические колебания в расплаве, связанные с паровой фазой в парогазовом канале, а также соответству-



ющие силы реакции или влияние слабоферромагнитных свойств материала, в частности, при точном прогнозировании плотности магнитного потока для алюминиевого сплава AlMg₃ [12].

Выражаем признательность Forschungsgemeinschaft DFG (Бонн, Германия) за финансовую помощь, оказанную по гранту № DFG GU 1211/2-1.

1. Avilov V. et al. // Sci. Technol. Weld. Joining. – 2012. – **17**. – P. 128–133.
2. Vollertsen F. et al. // Weld. World. – 2010. – **54**. – R62–R70.
3. Ready J. F. et al. // LIA Handbook of Laser Materials Processing. – LIA, 2001.
4. Sanderson A. et al. // Fusion Eng. Des. – 2000. – **49/50**. – P. 77–87.
5. Kohyama A. et al. // J. Nucl. Mater. – 1984. – **122**. – P. 772–776.
6. Kawahito Y. et al. // Sci. Technol. Weld. Joining. – 2009. – **14** – P. 288–294.
7. Shin M. et al. // Trans. JWRI. – 2010. – **39**. – P. 33–38.
8. Schneider A. et al. // Phys. Process. – 2013. – **41**. – P. 4–11.
9. Vollertsen F. et al. // J. Laser Appl. – 2006. – **18**. – P. 28–34.
10. Avilov V. V. et al. // Proc. of EPM. – Dresden, 2009.
11. Avilov V. V. et al. // Sci. Technol. Weld. Joining. – 2012. – **17**. – P. 128–133.
12. Bachmann M. et al. // J. Phys. D: Appl. Phys. – 2012. – **45**. – P. 13.
13. Gatzen M. et al. // Proc. of LAMP. – 2009.
14. Velde O. et al. // Int. J. Heat Mass Transfer. – 2001. – **44**. – P. 2751–2762.
15. Sahoo P. et al. // Metallurgical and Materials Transactions B. – 1988. – **19**. – P. 483–491.
16. Mills K. C. Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys. – Woodhead Publ. Ltd., 2002.
17. Wilthan B. et al. // Int. J. Thermophys. – 2008. – **29**. – P. 434–444.

Поступила в редакцию 10.01.2014



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ПРОБЛЕМЫ КОРРОЗИИ И АНТИКОРРОЗИОННОЙ ЗАЩИТЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ»

11–13 июня 2014

г. Львов, Украина

Организаторы конференции:

- Европейская коррозионная федерация
- Национальная академия наук Украины
- Министерство образования и науки, молодежи и спорта Украины
- Украинская ассоциация коррозионистов
- Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАНУ
- Ивано-Франковский национальный технический университет нефти и газа

Тематика конференции:

- фундаментальные аспекты коррозии и коррозионно-механического разрушения;
- водородная и газовая коррозии;
- новые коррозионностойкие материалы и покрытия;
- ингибиторная и биоцидная защита;
- электрохимическая защита;
- методы исследования и коррозионный контроль;
- противокоррозионная защита оборудования нефтегазовой, химической и энергетической промышленности (круглый стол).

Контакты: тел. (032) 229-63-85, Н. Червинская; тел./факс: (032) 263-80-96, С. Корний;
E-mail: corrosion2014@ipm.lviv.ua



ДЕТОНАЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО ПОРОШКА ФЕРРОМОЛИБДЕН–КАРБИД КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА

Ю. С. БОРИСОВ¹, А. Л. БОРИСОВА¹, Е. А. АСТАХОВ¹, А. Н. БУРЛАЧЕНКО¹, З. Г. ИПАТОВА¹, В. Ф. ГОРБАНЬ²

¹ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

² Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ. 03680, г. Киев, ул. Крижановского, 3. E-mail: erp@ipms.kiev.ua

Проведено исследование формирования частиц композиционного порошка в процессе механохимического синтеза при обработке в планетарной мельнице смеси порошков ферромolibдена и карбида кремния. Установлено, что в результате этого процесса происходит образование карбида молибдена, а также силицидов железа и молибдена с повышением средней микротвердости частиц с 7270 до 10520 МПа. Полученные порошки использованы для детонационного напыления покрытий. Свойства покрытий из порошка FeMo и композиционного порошка FeMo–SiC исследованы методами металлографии, рентгеноструктурного фазового анализа, микроиндентирования; кроме того, измерена их стойкость к изнашиванию и коррозии. На основании результатов микроиндентирования установлено, что комплекс механических характеристик (H_{IT} , E , ϵ_{es} , σ_{es}) детонационного покрытия из композиционного порошка FeMo–SiC по своему уровню превосходит такие данные для покрытия из порошка FeMo, а значения H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} , используемые для оценки износостойкости, позволяют прогнозировать для покрытия FeMo–SiC повышенное сопротивление изнашиванию по сравнению с FeMo-покрытием. Применение карты типов структурных состояний материала, базирующейся на соотношении величин H_{IT} и ϵ_{es} , позволило оценить состояние покрытия из композиционного порошка FeMo–SiC как микро-наноструктурное. Измерения износо- и коррозионной стойкости детонационного покрытия из FeMo–SiC в сравнении как с FeMo-покрытием, так и детонационным покрытием из смеси порошков NiCrBSi–WC (по износостойкости) и гальваническим хромом (по коррозионной стойкости) показали существенное преимущество первых. Причинами такого повышения функциональных свойств у детонационного покрытия из композиционного порошка FeMo–SiC следует считать наличие в напыляемых частицах продуктов механохимического синтеза, в частности силицидных фаз, и высокую дисперсность сформированной структуры покрытий. Библиогр. 14, табл. 5, рис. 10.

Ключевые слова: детонационное напыление, покрытие, композиционный порошок, механохимический синтез, ферромolibден, карбид кремния, фазовый состав, микротвердость, микроиндентирование, механические свойства, микро-наноструктурное состояние, износостойкость, электрохимические характеристики

Одним из путей современного развития газотермического напыления является разработка технологии нанесения покрытий с композиционной структурой, обладающей повышенными функциональными свойствами в соответствии с целью их применения. Часто эта задача решается с помощью напыления композиционных порошков (КП), полученных различными способами, в частности, плакированием, конгломерированием с последующим спеканием и с помощью технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза [1, 2]. На базе результатов исследований процесса взаимодействия переходных металлов (Cr, Ti) и неметаллических тугоплавких соединений (SiC, B₄C, Si₃N₄) [3–6] был разработан ряд составов КП для газотермического напыления покрытий, в которых при нагреве в условиях плазменной струи протекает экзотермическая реакция взаимодействия с образованием карбидов, боридов, нитридов и силицидной матрицы (в случае SiC и Si₃N₄). Полученные покрытия про-

демонстрировали высокое сопротивление изнашиванию [4]. Дальнейшим шагом в развитии этого направления создания КП, предназначенных для нанесения покрытий с высокими функциональными свойствами, явилось использование в качестве металлического компонента при взаимодействии с неметаллическим тугоплавким соединением различных ферросплавов (FeTi, FeV) [7–9]. Для формирования КП было использовано конгломерирование механической смеси порошков с последующим спеканием. Результаты исследования износостойкости покрытий, получаемых из этих порошков методами плазменного и детонационного напыления, подтвердили эффективность развития данного направления [9].

В настоящей работе представлены результаты исследования процесса формирования частиц КП из смеси ферросплава FeMo и SiC с помощью метода механохимического синтеза (МХС) [10], имеющего широкие перспективы в части разработки



экономичной и производительной технологии получения КП, а также изучения структуры и свойств детонационных покрытий из КП FeMo–SiC.

Методика эксперимента. В качестве исходных материалов для получения КП FeMo–SiC использовали сплав ферромolibдена (ГОСТ 4759–91), который дробили до размера частиц не более 100 мкм, и карбид кремния (ГОСТ 3647–71) с размером частиц не более 3 мкм.

Состав исходной смеси выбирали на основании термодинамической оценки возможных реакций карбида кремния с молибденом и железом. Расчеты показали, что при взаимодействии SiC с железом термодинамически наиболее вероятна реакция образования силицида железа (Fe_3Si) с выделением свободного углерода, а при взаимодействии SiC с молибденом — смеси карбида молибдена (Mo_2C) с силицидом молибдена (Mo_3Si). Эти реакции характеризуются максимальными значениями теплового эффекта и адиабатического повышения температуры (табл. 1).

Поскольку ферромolibден содержал 65 мас. % Мо и 35 мас. % Fe, то согласно расчету для полного прохождения выше рассмотренных реакций в смесь необходимо ввести 11,65 мас. % SiC.

Процесс МХС смеси порошков указанного состава осуществляли с использованием планетарной мельницы «Активатор-2S» в воздушной среде при скоростях вращения барабанов 1500 об/мин, соотношении массы шаров к массе шихты 10:1 в течение 0,5...5,0 ч. В процессе МХС через 0,5; 1,5; 3,0 и 5,0 ч обработки отбирали пробы для исследования фазового состава смеси, твердости, размера и формы частиц.

Детонационные покрытия наносили на стальные образцы на установке «Перун-С» при расходах, $\text{м}^3/\text{ч}$: пропан–бутана — 0,5, кислорода — 1,3, воздуха — 0,65, воздуха на транспортирование порошка — 0,12 и дистанции напыления 100 мм.

Композиционные порошки и напыленные покрытия исследовали методами металлографического анализа, рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА) (установка «ДРОН-УМ-1», излучение CuK_α , монохроматизированное), микродюретрического анализа (при нагрузке на индентор 25 г для порошков и 50 г для покрытий), а также микроиндентирования (только покрытий).

Микроиндентирование проводили на установке «Микрон-гамма» при комнатной температуре (нагрузка в пределах до $F = 2 \text{ Н}$) алмазной пирами-

дой Берковича с углом заточки 65° при автоматически выполняемых нагружениях и разгружениях на протяжении 30 с. Одновременно проводили запись диаграммы нагружения, выдержки и разгружения в координатах $F-h$. Точность определения силы F составляла 10^{-3} Н , глубины внедрения индентора h — $\pm 2,5 \text{ нм}$. Значения показателей диаграммы F , h_{max} , $h_{\text{ост}}$, h_c , h_s фиксировали по данным двух тысяч точек на диаграмме индентирования [11]. Вычисление таких характеристик материала, как твердость H_{IT} , контактный модуль упругости E^* производили в соответствии со стандартом ISO 14577-1:2002(E).

Изнашивание в условиях сухого трения скольжения исследовали на машине трения М-22М, на которой одновременно можно измерять коэффициент трения, износ образца с покрытием и температуру в зоне контакта. Покрытие наносили на вкладыш из стали 45, контртелом служил вал из закаленной стали 45 ($\text{HRC } 55-58$). Испытания проводили при нагрузке 2,0 МПа и скорости скольжения 5,0 м/с. Путь трения составлял 4 и 5 км.

Коррозионную стойкость покрытий в морской воде и 10% растворе H_2SO_4 исследовали методом измерения поляризационного потенциала на потенциостате П-5827М с использованием трехэлектродной ячейки ЯСЭ-2.

Результаты эксперимента. При исследовании структуры и фазового состава исходных порошков (рис. 1, 2) установлено, что ферромolibден, со-

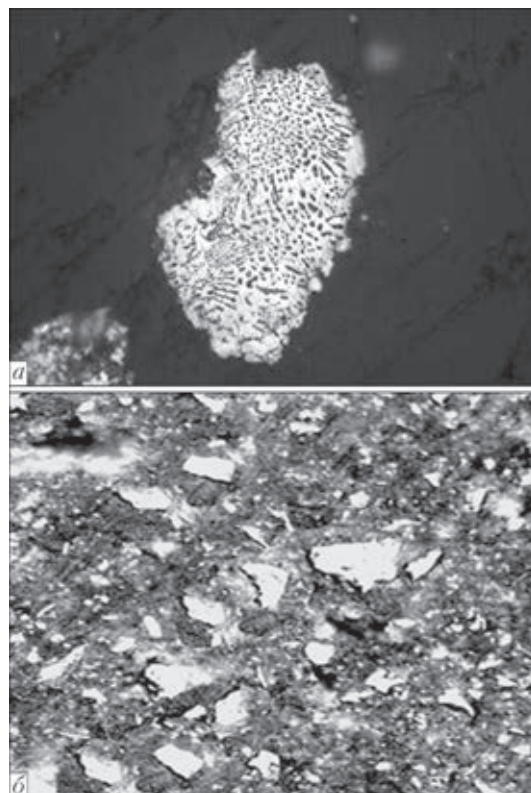


Рис. 1. Микроструктура ($\times 500$) частиц исходных порошков: а — FeMo; б — SiC

Таблица 1. Термодинамическая активность процесса синтеза продуктов наиболее вероятных реакций в системе FeMo–SiC

Реакция	SiC, мас. %	ΔH_{298}^0 , кДж/моль	$\Delta T_{\text{ал}}$, К
$5\text{Mo} + \text{SiC} = \text{Mo}_2\text{C} + \text{Mo}_3\text{Si}$	7,7	–85,02	342
$3\text{Fe} + \text{SiC} = \text{Fe}_3\text{Si} + \text{C}$	19,0	–27,98	167

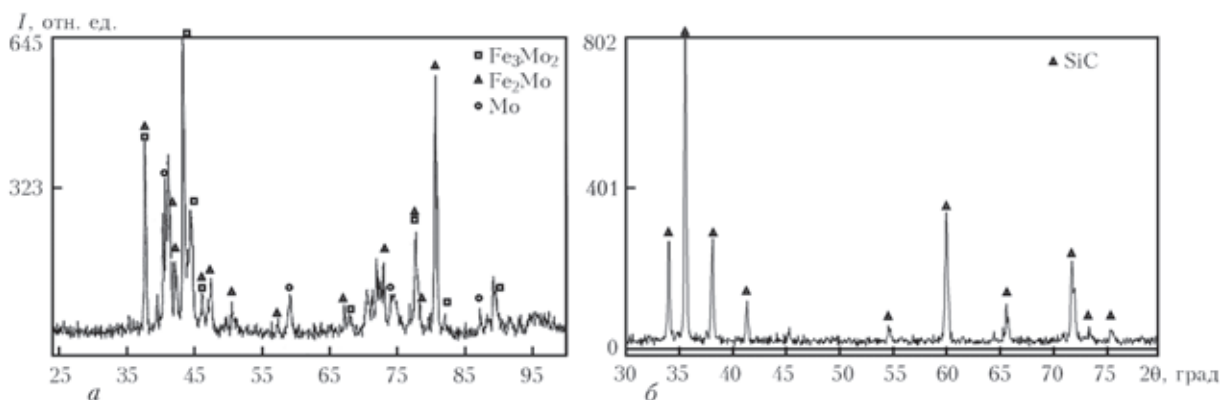


Рис. 2. Рентгенограммы исходных порошков: а — FeMo; б — SiC

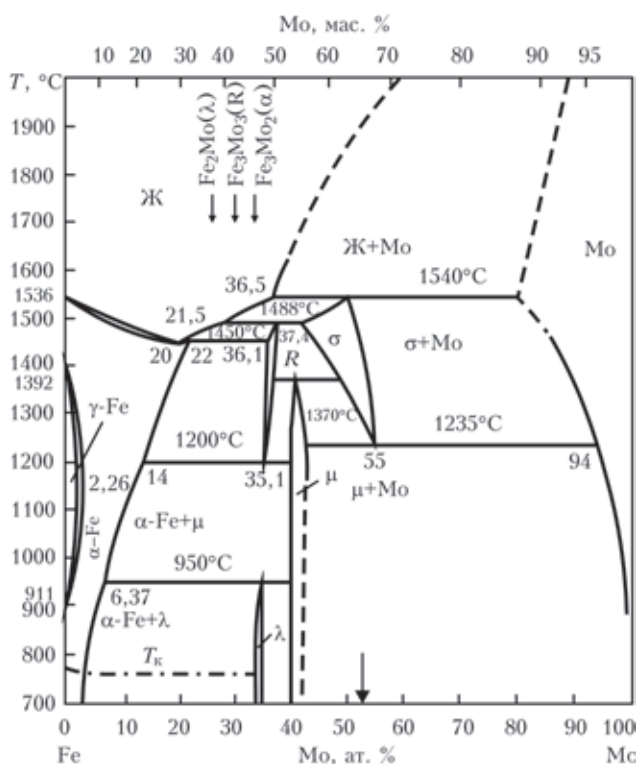


Рис. 3. Диаграмма состояния систем Fe–Mo (стрелкой отмечен состав сплава)

державший 65 мас. % Мо согласно ГОСТу 4759–91, как вытекает из равновесной диаграммы состояния (рис. 3), состоит из молибдена и Fe_3Mo_2 (μ -фазы), а карбид кремния — только из α -SiC.

В процессе МХС порошковой смеси FeMo + 11,65 мас. % SiC на начальном этапе (0,5 ч) наблюдается измельчение металлических частиц FeMo с внедрением в них мелкодисперсных частиц исходного карбида кремния (рис. 4, а). В дальнейшем

происходит формирование композиционных частиц, состоящих из исходных компонентов (рис. 4, б), а также продуктов их химического взаимодействия (рис. 4, в, г). На рентгенограммах проб порошков, извлеченных из реактора в процессе МХС, в связи с высокой степенью их наклепа, на фоне гало, которое свидетельствует о высокой степени аморфизации частиц, можно обнаружить лишь отдельные рентгеновские линии исходных фаз (Fe_3Mo_2 , SiC) и продуктов их взаимодействия (Mo_2C , Mo_3Si и Fe_3Si) (рис. 5), образование которых предполагалось согласно (см. табл. 1) термодинамической оценке возможных реакций молибдена и железа с SiC.

Микротвердость частиц КП FeMo–SiC с увеличением продолжительности МХС монотонно возрастает, достигая 10520 ± 1720 МПа при времени обработки смеси 5,0 ч (табл. 2). При этом на вариационных кривых микротвердости отмечается два максимума, которые означают два наиболее вероятных и характерных значения твердости частиц (рис. 6). Характерно, что с увеличением продолжительности МХС оба максимума, как и среднее значение микротвердости частиц, сдвигаются в область более высоких значений.

Для детонационного нанесения покрытий использовали КП FeMo–SiC, полученный МХС при времени обработки 5,0 ч, и для сравнения порошков ферромольбдена с размером частиц не более 63 мкм. В обоих случаях формируются плотные, тонколамельные покрытия с оксидными прослойками на границах ламелей и небольшим количеством округлых металлических частиц. Дефектов и отслоений покрытий на границе с основой не обнаружено (рис. 7).

Таблица 2. Фазовый состав и микротвердость КП системы FeMo–SiC в зависимости от продолжительности МХС

Продолжительность МХС, ч	Фазовый состав	Микротвердость, МПа	
		средняя	наиболее вероятная
Исходная	Fe_3Mo_2 , Мо, SiC	7270 ± 1870 (FeMo); 27200 (SiC)*	
0,5	Fe_3Mo_2 , Мо, SiC, АФ	7950 ± 1760	6375, 11125
1,5	Fe_3Mo_2 , Мо, SiC, АФ	8710 ± 2230	7750, 11250
3,0	Fe_3Mo_2 , Мо, Mo_2C , Mo_3Si , Fe_3Si , SiC, АФ	10090 ± 1530	8900, 11300
5,0	Fe_3Mo_2 , Мо, Mo_2C , Mo_3Si , Fe_3Si , SiC, АФ	10520 ± 1720	9700, 11750

* Литературные данные [12].

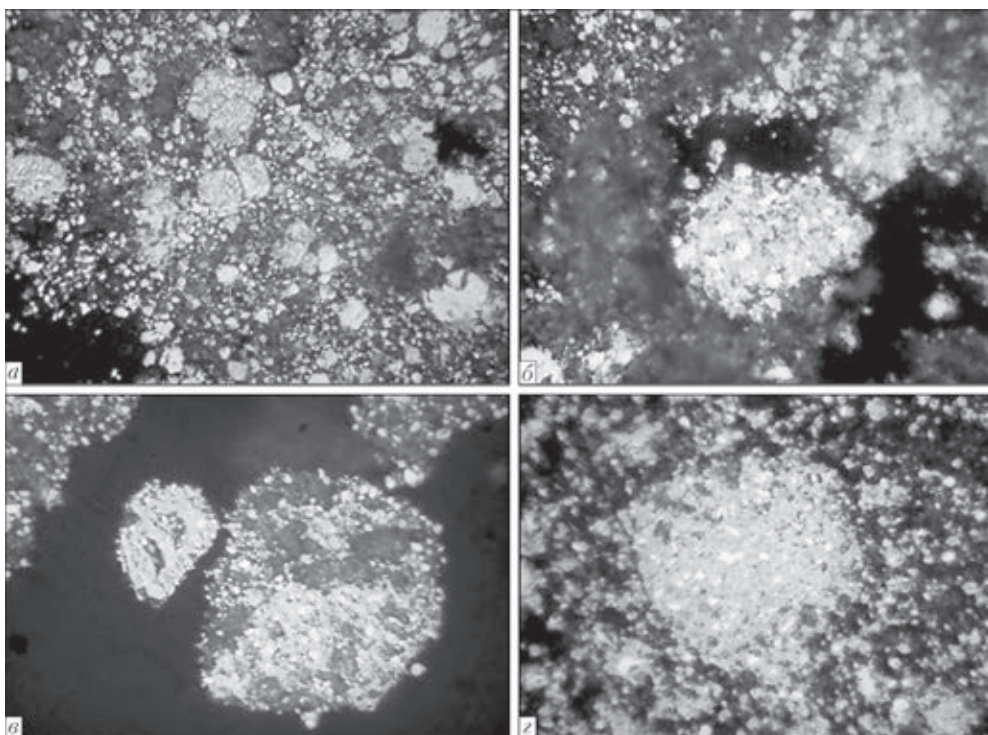


Рис. 4. Микроструктура ($\times 1000$) частиц порошка системы FeMo–SiC, полученного методом МХС при разной продолжительности обработки: а — 0,5; б — 1,5; в — 3,0; з — 5,0 ч; травлено

Согласно результатам РСФА в покрытии из ферромolibдена, помимо основной фазы исходного порошка, обнаружен сложный оксид Fe_2MoO_4 , а в покрытии из КП FeMo–SiC, кроме фаз, входящих в состав исходного порошка, тот же оксид Fe_2MoO_4 и дисилицид молибдена MoSi_2 (рис. 8). Это может свидетельствовать об активном протекании межфазного взаимодействия компонентов КП в условиях детонационного напыления, тем более, что следов SiC в покрытии не обнаружено.

Механические характеристики покрытий из порошков ферросплава FeMo (с содержанием 65 мас. % Mo) и продуктов МХС в смеси FeMo–SiC были исследованы с помощью метода микроиндентирования (рис. 9).

Согласно современной существующей точке зрения при оценке поверхности сопротивления изнашиванию необходимо учитывать не только показатель ее твердости, но в равной мере и модуль упругости ее материала. Поэтому в настоящее время в качестве характеристики износостойкости поверхности используется отношение H/E [13].

В то же время поведение покрытий в процессе изнашивания зависит от степени его сопротивления пластической деформации, которое пропорционально значению отношения H^3/E^2 [13]. Поэтому указанные выше характеристики механических свойств материалов и покрытий, определяемые в результате применения метода нано- (или микро-) индентирования, используются в качестве критериев их износостойкости [13, 14]. Как показало обобщение результатов измерений этих характе-

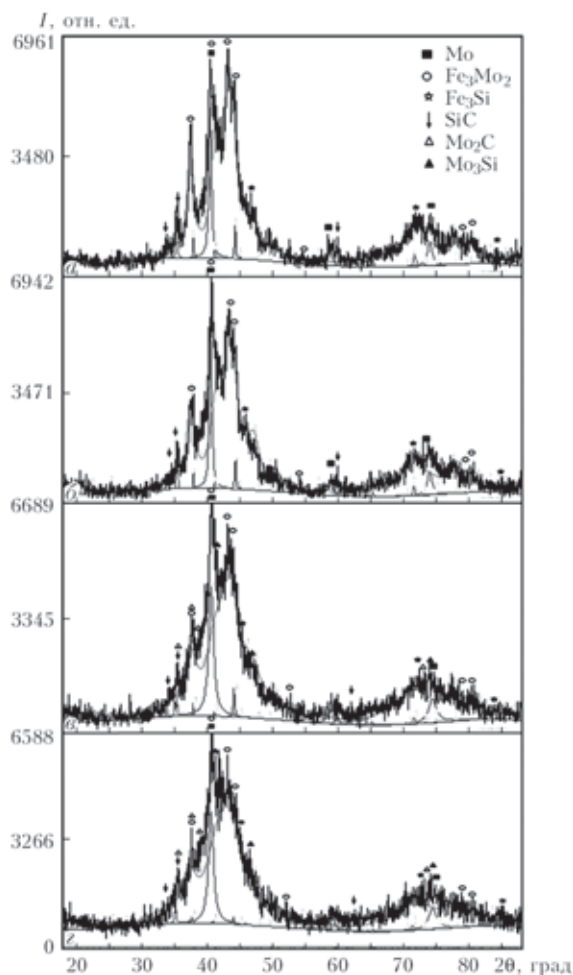


Рис. 5. Рентгенограммы частиц порошка системы FeMo–SiC в зависимости от продолжительности МХС: а — 0,5; б — 1,5; в — 3,0; з — 5,0 ч

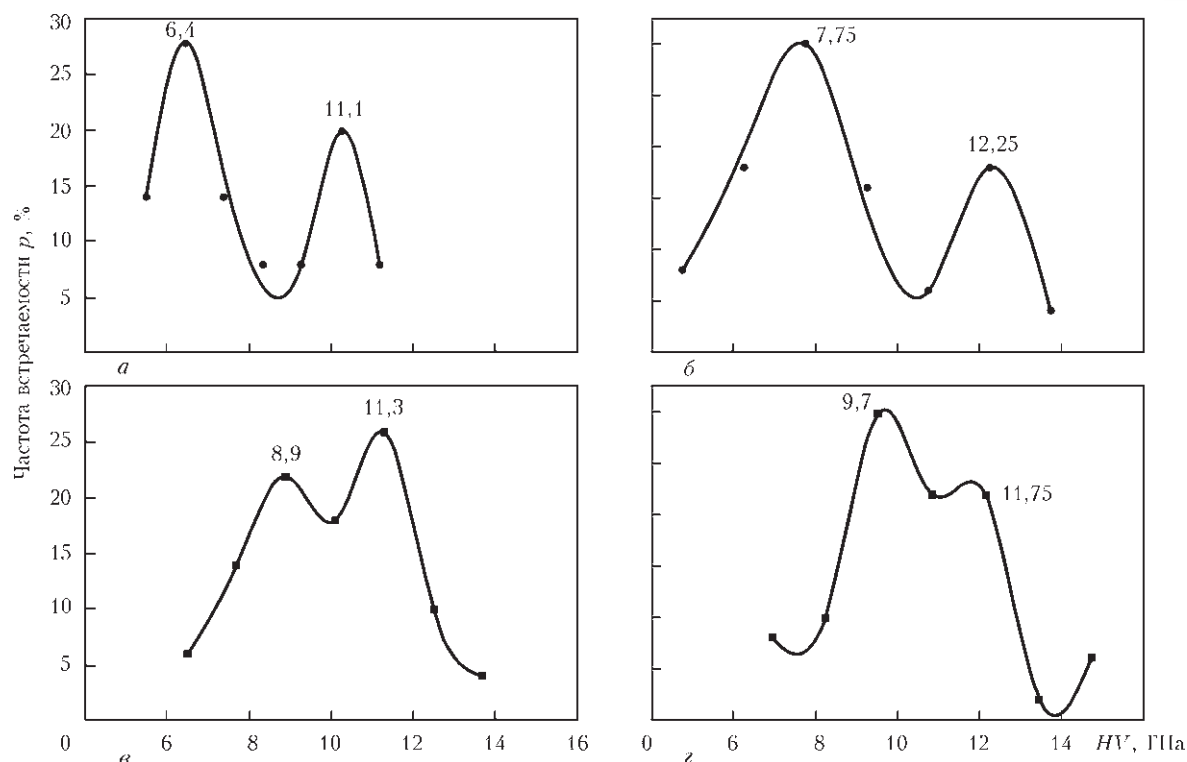


Рис. 6. Вариационные кривые микротвердости частиц КП системы FeMo–SiC в зависимости от продолжительности МХС: а — 0,5; б — 1,5; в — 3,0; г — 5,0 ч

ристик для широкого круга материалов и покрытий, их значение зависит как от состава, так и от

структурного состояния материала поверхности (моно- и крупнокристаллическое, мелко- и нанокристаллическое, аморфное и аморфно-нанокристаллическое) [11].

Исходя из изложенного выше, для оценки износостойкости покрытий FeMo–SiC к полученным данным микроиндентирования, представленных в табл. 3, были добавлены также параметры H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} .

Анализ результатов микроиндентирования показывает, что покрытие, полученное из КП системы FeMo–SiC, имеет более высокие показатели сопротивления изнашиванию, чем покрытие из порошка FeMo. Так, параметры H/E^* возрастают с 0,066 до 0,080, а H_{IT}^3/E^{*2} — с 0,0345 до 0,067. Увеличение параметров ϵ_{es} и σ_{es} (с 2,04 до 2,47 и с 2,5 до 3,16 соответственно) свидетельствует также об улучшении пластических свойств покрытия из КП системы FeMo–SiC по сравнению с покрытием из чистого ферросплава FeMo, в частности повышении его сопротивления абразивному изнашиванию. Кроме того, сочетание одновременного возрастания H_{IT} и ϵ_{es} при рассмотрении карты типов структурных состояний материалов, предложенной авторами работы [11], может свидетельствовать о смещении структуры покрытия из КП системы FeMo–SiC (по сравнению с FeMo-покрытием) в область нанокомпозитного, содержащего микро- и наноразмерные фазы (рис. 10). Это подтверждают и рентгенограммы покрытий (см. рис. 8), на которых наблюдается большее ушире-

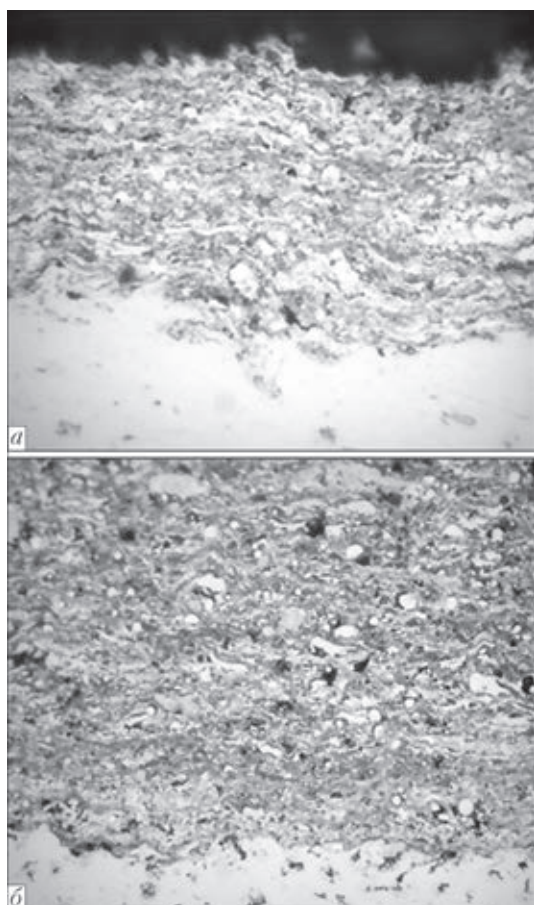


Рис. 7. Микроструктура ($\times 400$) детонационных покрытий из ферромolibдена (а) и КП FeMo–SiC (б)

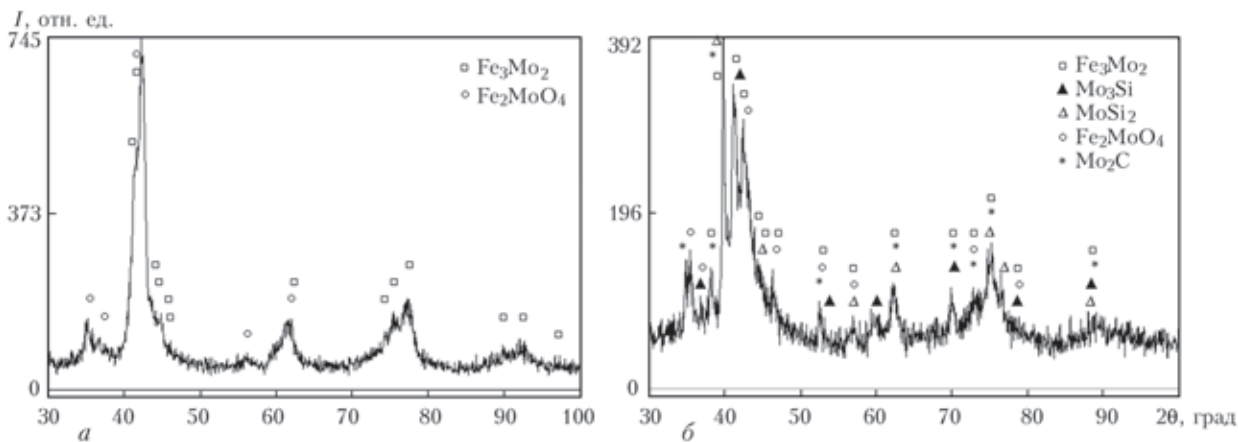


Рис. 8. Рентгенограммы детонационных покрытий из порошка FeMo (а) и КП FeMo–SiC (б)

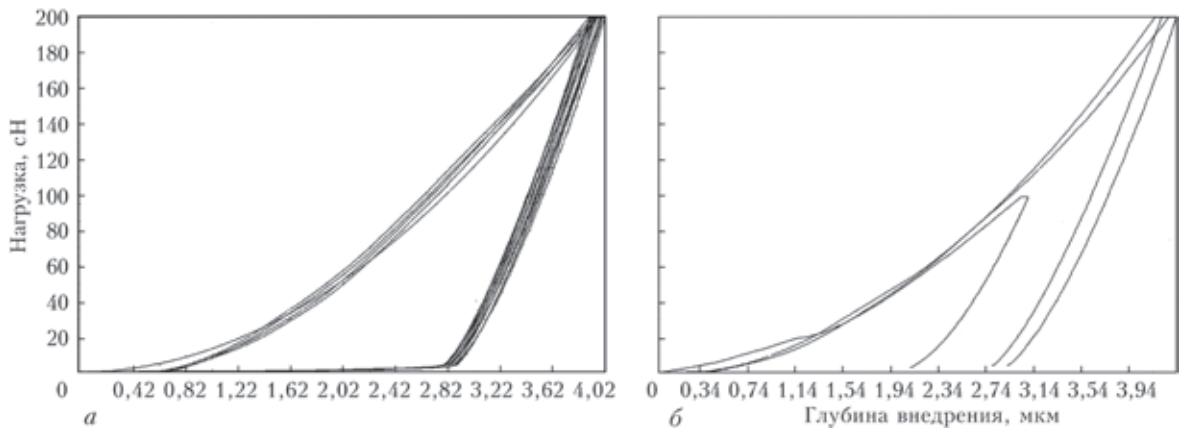


Рис. 9. Диаграммы детонационных покрытий из порошка ферросплава FeMo (а) и КП FeMo–SiC (б), полученных микроиндентированием

Таблица. 3. Результаты микроиндентирования детонационных покрытий системы FeMo–SiC

Показатель микроиндентирования	Состав напыленных порошков	
	Ферросплав FeMo (65 мас. % Mo)	Продукт МХС FeMo (65 мас. % Mo) + SiC
Максимальная глубина внедрения индентора h_{max} , мкм	3,934	3,575
Контактная глубина внедрения индентора h_c , мкм	3,256	2,856
Твердость при индентировании H_{IT} (ГПа) в контактной области отпечатка глубиной h_c	7,7±3	10,3±25
Контактный модуль упругости E^* , ГПа	115	127,6
H_{IT}/E^*	0,066	0,080
H_{IT}^3/E^{*2}	0,0345	0,067
Относительная внеконтактная упругая деформация ε_{es} , %	2,04	2,47
Напряжение внеконтактной упругой деформации σ_{es} , ГПа	2,5	3,16

ние пиков в случае покрытия из КП FeMo–SiC.

Для оценки функциональных свойств полученного FeMo–SiC-покрытия было проведено измерение его триботехнических и электрохимических характеристик. В табл. 4 приведены результаты определения в условиях сухого трения на

пути 4 км при нагрузке 2 МПа линейного износа и коэффициента трения исследуемых детонационных покрытий в сравнении с детонационным покрытием из механической смеси NiCrBSi-сплава ПГ-10Н-01+WC (65/35) и сталью 45 с HRC 55-58. Как видим, у детонационного покрытия из КП

Таблица 4. Линейный износ и коэффициент трения детонационных покрытий

Материал покрытия	Способ приготовления порошка	Линейный износ, мкм/км	Коэффициент трения
FeMo	Измельченный сплав	20,0	0,6
КП FeMo–11,65SiC	МХС	2,0...4,0	0,6...0,7
ПГ-10Н-01+WC	Механическая смесь (65/35)	11,0	0,6
Сталь 45	-	145,0	0,72



Таблица 5. Электрохимические характеристики детонационных покрытий в различной среде испытаний

Материал покрытия	Водный раствор с 10 % H_2SO_4		Морская вода	
	потенциал коррозии E , В	скорость коррозии i , $\times 10^5$ А/см 2	потенциал коррозии E , В	скорость коррозии i , $\times 10^6$ А/см 2
FeMo	-0,2	6,4	-0,32	9,2
КП FeMo-11,65SiC (MXC)	-0,12	3,6	-0,32	5,0
Гальванический хром	-0,12	720	-0,18	9,6

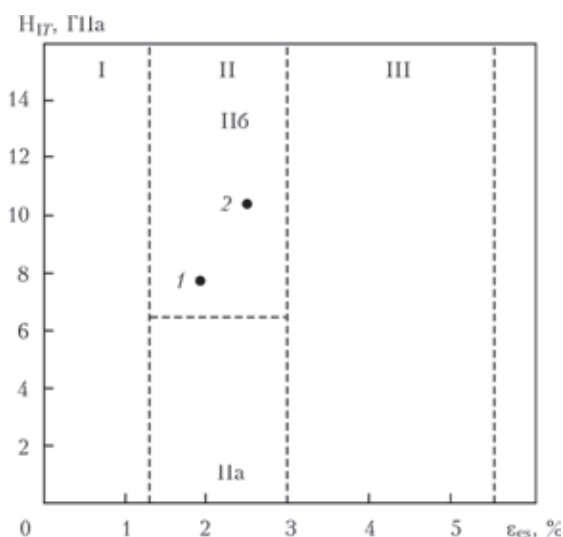


Рис. 10. Карта типов структурного состояния материалов [11]: I — крупнокристаллическое; IIa — мелкокристаллическое; IIб — нанокристаллическое; III — аморфно-нанокристаллическое; 1 — FeMo-покрытие; 2 — КП FeMo-SiC-покрытие

FeMo-SiC стойкость к изнашиванию в условиях сухого трения выше в 5...10 раз, чем у покрытия из FeMo-сплава; в 2,5...5 раза выше, чем у покрытия из порошка, содержащего 65 мас. % никелевого самофлюсующего сплава ПГ-10Н-01 в смеси с 35 мас. % WC, и в 35...75 раз выше, чем у стали 45. При этом коэффициент трения сохраняется на уровне 0,6...0,7. Эти результаты совпадают с приведенным выше прогнозом высокой износостойкости покрытия из КП FeMo-SiC, основанном на значении показателей H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} и очевидно связанным как с его структурным состоянием, так и с фазовым составом.

Результаты измерения электрохимических характеристик покрытий, приведенные в табл. 5, свидетельствуют о повышенной коррозионной стойкости детонационного покрытия из КП FeMo-SiC не только по сравнению с FeMo-покрытием, но и с гальваническим хромовым покрытием.

Расчетная скорость коррозии в морской воде детонационного покрытия из КП FeMo-SiC составляет 0,077 против 0,1 и 0,18 мм/год для FeMo-покрытия и гальванического хрома. В соответствии с этим срок службы защитного покрытия толщиной 0,5 мм равен 6,7; 4,8 и 4,5 года для покрытий из КП FeMo-SiC, FeMo и гальванического

хрома соответственно. К причинам такого повышения коррозионной стойкости следует отнести появление в покрытии силицидных фаз, а также, вероятно, особенности структурного состояния детонационного покрытия из КП FeMo-SiC.

Выводы

1. В результате процесса MXC, протекающего в течение 5 ч в планетарной мельнице, из смеси порошков ферросплава FeMo и SiC формируются частицы КП, содержащие, кроме Fe_3Mo_2 и Mo, продукты синтеза в виде Mo_2C , Mo_3Si и Fe_3Si . При этом средняя микротвердость частиц на основе FeMo увеличивается с 7270 до 10520 МПа.

2. При использовании для детонационного напыления порошков FeMo-SiC с размером частиц менее 63 мкм получены плотные покрытия, содержащие, помимо фазовых составляющих исходного порошка, фазы $MoSi_2$ и Fe_2MoO_4 с признаками аморфизации покрытия.

3. Методом микроиндентирования проведено измерение механических характеристик покрытий из FeMo и КП FeMo-SiC. Установлено, что покрытие из продуктов MXC FeMo-SiC обладает комплексом свойств, описываемых критериями H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} , значение которых позволяет прогнозировать его повышенную износостойкость по сравнению с FeMo-покрытием (соответственно для покрытий из FeMo и КП FeMo-SiC H_{IT}/E^* равно 0,066 и 0,080, H_{IT}^3/E^{*2} — 0,0345 и 0,067).

4. Анализ характера структуры покрытий с использованием карты типов структурных состояний показал, что в случае применения для детонационного напыления КП FeMo-SiC, полученного MXC, покрытие в соответствии со своими механическими характеристиками находится в области микронаноструктурного состояния.

5. При исследовании триботехнических и электрохимических характеристик детонационных покрытий из порошков FeMo и КП FeMo-SiC установлено, что покрытия, полученные из продуктов MXC FeMo-SiC, имеют более высокую стойкость к изнашиванию (в условиях сухого трения) и коррозии (в 10% растворе H_2SO_4 и морской воде), чем FeMo-покрытия, а также чем покрытия из смеси ПГ-10Н-01 с WC (в случае изнашивания) и



гальванического хрома (в условиях коррозионного воздействия). Причинами этого является формирование в покрытиях силицидных фаз, а также повышенная дисперсность их структуры.

1. Газотермическое напыление композиционных порошков / А. Я. Кулик, Ю. С. Борисов, А. С. Мнухин, М. Д. Никитин. – Л.: Машиностроение, 1985. – 199 с.
2. Борисова А. Л., Борисов Ю. С. Использование процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в технологии газотермического нанесения покрытий // Порошк. металлургия. – 2008. – № 1/2. – С. 105–125.
3. Взаимодействие в системе Cr–SiC в условиях обычного и плазменного нагрева / А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов, Л. К. Шведова и др. // Там же. – 1979. – № 10. – С. 79–84.
4. Взаимодействие в композиционных порошках Ti–SiC и свойства напыленных покрытий / А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов, Б. А. Полянин и др. // Там же. – 1985. – № 10. – С. 92–96.
5. Композиционные плазменные покрытия Ti–Si–C / Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, Л. И. Адеева и др. // Пробл. соврем. электрометаллургии. – 1995. – № 3. – С. 62–70.
6. Borisov Yu. S., Borisova A. L., Shvedova L. K. Transition metal — nonmetallic refractory compounds composite powders for thermal spraying // Advances in thermal spraying: Proc. of ITSC'86, Montreal, Canada, Sept. 8–12, 1986. – Pergamon press, 1986. – P. 323–332.
7. Исследование межфазного взаимодействия ферротитана с карбидом кремния в порошковых смесях, используе-

- мых для газотермического нанесения покрытий / Г. М. Григоренко, А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов и др. // Пробл. соврем. электрометаллургии. – 2002. – № 4. – С. 37–41.
8. Исследование межфазного взаимодействия ферротитана с карбидом бора в порошковых смесях для нанесения газотермических покрытий / Г. М. Григоренко, А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов и др. // Там же. – 2003. – № 1. – С. 28–31.
9. Износостойкость газотермических покрытий, полученных из композиционных порошков ферросплав–B₄C, SiC / А. П. Мурашов, Е. А. Астахов, И. А. Демьянов, А. Д. Капула // Автомат. сварка. – 2003. – № 7. – С. 51–52.
10. Ловиенко Г. Ф., Ловиенко Ф. Г., Хина Б. Б. Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов. – Могилев, 2008. – 677 с.
11. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П. Новая методика обработки и анализа результатов автоматического индентирования материалов. – Киев: Логос, 2009. – 82 с.
12. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений / Под ред. Т. Я. Косолаповой. Справ. изд. – М.: Металлургия, 1986. – 926 с.
13. Leyland A., Matthews A. On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behavior // Wear. – 2000. – 246. – P. 1–11.
14. Модификация рабочих поверхностей деталей нанесением упрочняющего нанопокрyтия / А. О. Горленко, И. Л. Шупиков, П. А. Тополянский, А. П. Тополянский // Металлообработка. – 2012. – № 2. – С. 31–36.

Поступила в редакцию 16.12.2013



XII ВСЕУКРАИНСКАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

«СПЕЦИАЛЬНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ: ВЧЕРА, СЕГОДНЯ, ЗАВТРА»

15 апреля 2014

НТУУ «КПИ», г. Киев

Организаторы:

- Министерство образования и науки Украины
- Национальный технический университет «КПИ»
- Инженерно-физический факультет
- Кафедра физико-химических основ технологии металлов

Секции конференции:

Вакуумная металлургия
Электрошлаковые технологии
Плазменно-дуговые технологии
Электронно-лучевые технологии
Электромагнитные технологии
Внепечная обработка металлов

Общие вопросы металлургии и литейного производства
Общие вопросы металловедения и термической обработки
Новые прогрессивные материалы и технологии их получения.

Контакты: тел. (093) 478-19-61 Михаленков Константин Викторович;
тел. (067)918-64-76 Рыбак Вячеслав Николаевич
E-mail: admin@fhotm.kpi.ua



ПЕРСПЕКТИВЫ СОЗДАНИЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ НЕСУЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ТЕЛЕЖКИ ГРУЗОВОГО ВАГОНА

О. В. МАХНЕНКО, Г. Ю. САПРЫКИНА, И. В. МИРЗОВ, А. Д. ПУСТОВОЙ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В последние годы на железных дорогах Украины и России участились аварии, связанные с разрушением литых несущих элементов трехэлементных тележек грузовых вагонов. В работе обосновывается целесообразность разработки и использования цельносварных несущих элементов тележки грузовых вагонов, обеспечивающих повышение их эксплуатационной надежности. В Западной Европе широко используют сварные конструкции тележек грузовых вагонов. Предпринимаются попытки создания в Украине и России конструкций цельносварных элементов тележек грузовых вагонов, взаимозаменяемых с литыми конструкциями. Однако сегодня ни одна из разработанных сварных конструкций не применяется при регулярных грузоперевозках из-за неудачного конструирования сварных элементов тележки с точки зрения обеспечения необходимого запаса сопротивления усталости. Для создания конкурентоспособной сварной боковой рамы и надрессорной балки в первую очередь необходимо увеличить сопротивление усталости элементов тележки, повысить точность изготовления боковых рам для исключения перекосов осей колесных пар, приводящих к быстрому износу, снизить их массу и себестоимость, увеличить пробег элементов тележки между плановыми депо-ремонтами. Расчеты на прочность сварных элементов тележки необходимо выполнять в соответствии с действующими нормами, а также с существующими в мире современными стандартами, нормами и рекомендациями, учитывающими последние достижения в области динамики железнодорожных вагонов и методов определения сопротивления усталости сварных соединений. Библиогр. 20, рис. 8.

Ключевые слова: сварная конструкция, трехэлементная тележка грузового вагона, боковая рама, надрессорная балка, разрушение боковой рамы, сопротивление усталости

В последние годы участились аварии на железнодорожном транспорте, связанные с разрушением тележек грузовых вагонов (рис. 1). По данным ОАО «РЖД», в 2011 г. произошло 25 изломов боковых рам тележек грузовых вагонов, в 2012 г. — 23 случая [1], на 1 декабря 2013 г. зафиксировано 37 случаев изломов боковых рам (рис. 2), имеются человеческие жертвы.

В результате анализа эксплуатационной надежности литой конструкции боковой рамы тележки грузового вагона типа 18-100 установлено, что основной причиной отказа боковой рамы является возникновение усталостных трещин [2], поскольку боковая рама тележки этой модели не имеет достаточного запаса сопротивления уста-

лости и живучести [3]. Поэтому задача повышения ее сопротивления усталости является актуальной. Крупные стальные отливки элементов тележки грузового вагона имеют ряд недостатков технологического и конструктивного характера. Так, у стенок стальной отливки достаточно большой разброс по толщине [4]. Кроме того, литью свойственны дефекты в виде пор, раковин и т. д., устранение которых трудоемко [5].

Современная экономическая ситуация стимулирует производителей искать альтернативу традиционным литым элементам тележек грузовых вагонов (боковым рамам и надрессорным балкам), качество и надежность которых находится на недостаточном уровне. Одним из оптимальных ва-

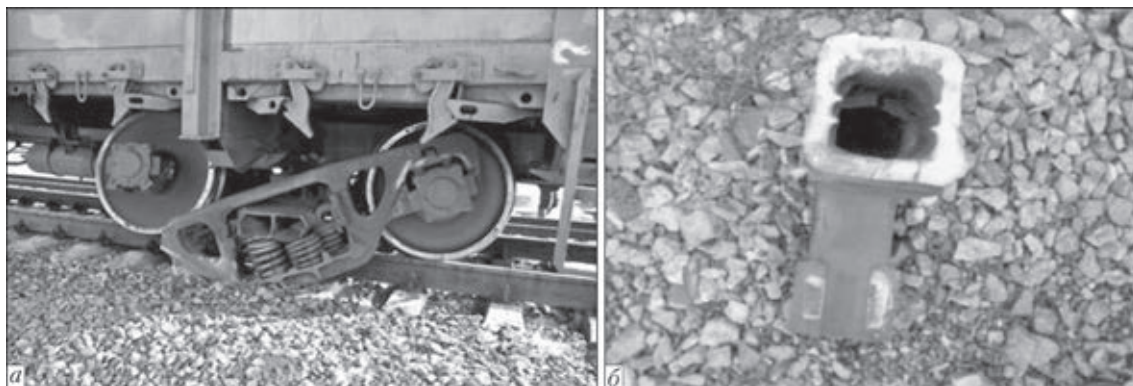


Рис. 1. Усталостное разрушение литой конструкции боковой рамы тележки грузового вагона по радиусу R55 (а) и ее фрагмент (б)

риантов является изготовление указанных деталей по технологии сварки с использованием листового проката.

Переход на цельносварные конструкции элементов тележки в первую очередь может обеспечить повышение надежности конструкции тележки грузового вагона, что приведет соответственно к снижению количества отказов в эксплуатации и значительному уменьшению затрат на внеплановые ремонты и восстановительные работы. Кроме того, можно достичь уменьшения массы этих элементов на 5...10 % по сравнению с литым вариантом, что является достаточно существенным показателем в общем объеме грузоперевозок. При изготовлении сварной конструкции боковой рамы можно обеспечить точность базового размера в пределах ± 1 мм, что исключит возможность появления перекоса осей колесных пар при формировании тележек и соответственно существенно снизит износ колес по этой причине. Внедрение в производство элементов тележки по технологии сварки является не столь затратным по сравнению с технологией литья и возможно практически на любом машиностроительном предприятии, что может создать условия насыщения рынка качественными элементами грузовой тележки, а именно боковой рамы и надрессорной балки с повышенными характеристиками сопротивления усталости.

Известны разные варианты сварных конструкций тележек грузовых вагонов. В 2002 г. силами ООО ГСКБВ (г. Мариуполь) совместно с ГУП НВЦ «Вагоны» (г. Санкт-Петербург) была разработана сварная конструкция трехэлементной тележки модели 18-1711 с осевой нагрузкой 25 тс (рис. 3). Однако первые опытные образцы боковых рам и надрессорных балок не прошли стендовых испытаний. При помощи специалистов ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины конструкция надрессорной балки была усовершенствована: повышено сопротивление усталости ее сварных соединений [7]. При проведении сокращенных ускоренных испытаний двух опытных образцов надрессорной балки на циклическую нагрузку в первой балке макротрещину длиной 30 мм обнаружили при $2,745 \cdot 10^6$ циклах нагружения, во второй балке после $6 \cdot 10^6$ циклов нагружений усталостная макротрещина не была обнаружена и испытания прекратили. Эти испытания показали, что сварные надрессорные балки обеспечивают требуемую долговечность, по прочностным и весовым

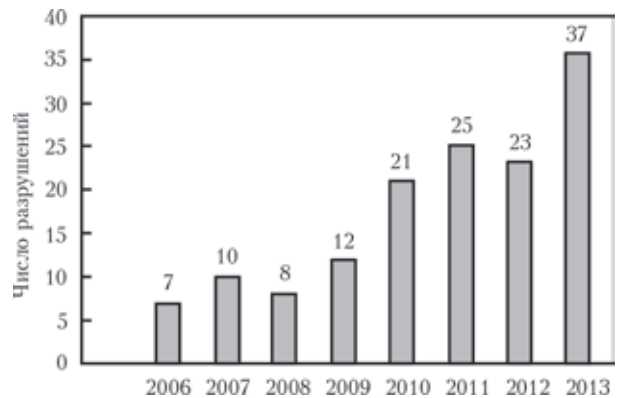


Рис. 2. Динамика случаев излома боковых рам тележек грузовых вагонов по R55 по годам [1]

показателям они не уступают литым и могут быть рекомендованы для проведения полного цикла испытаний.

В 2004 г. ОАО «Крюковским вагоностроительным заводом» (г. Кременчуг) была разработана сварная конструкция тележки грузовых вагонов (рис. 4), в которой боковые рамы и надрессорная балка были выполнены сварными из листового проката низколегированной стали 09Г2Д или 09Г2С (ГОСТ 19281–89) не ниже 295 класса прочности [8].

Прототипом разработки являлась тележка модели 18-100. Предполагалось, что при внедрении в производство разработанной конструкции повысится качество крупногабаритных деталей боковых рам и надрессорной балки, улучшится соосность колесных пар в тележке, снизится себестоимость продукции, уменьшится зависимость от поставщиков литья.

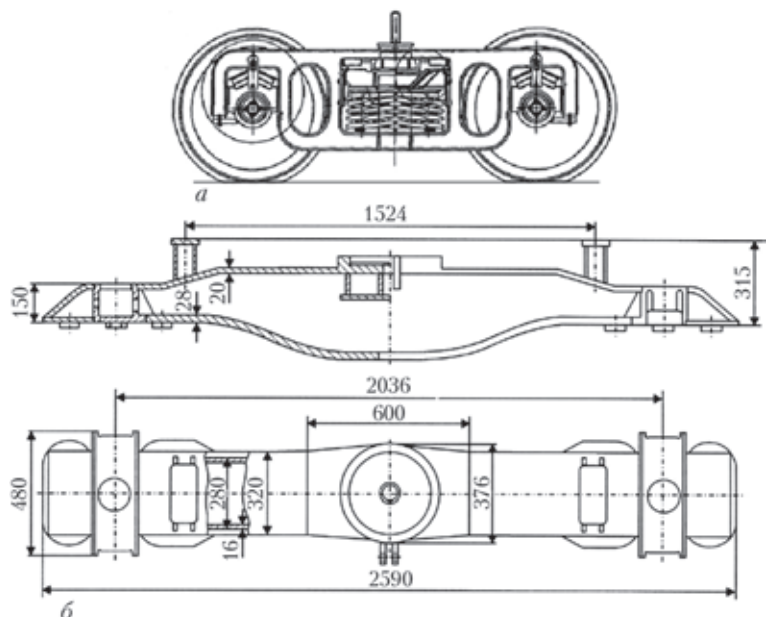


Рис. 3. Схема сварной конструкции трехэлементной тележки грузового вагона, разработанная ООО ГСКБВ совместно с ГУП НВЦ «Вагоны» [6]: а — тележка со стороны боковой рамы; б — надрессорная балка, разработанная с привлечением специалистов ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

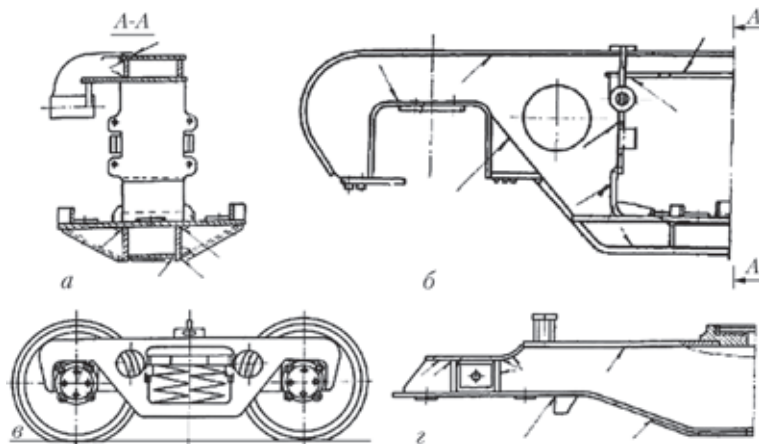


Рис. 4. Схема сварной конструкции тележки грузовых вагонов «Крюковско-го вагоностроительного завода» [8]: *а* — разрез боковой рамы по оси симметрии; *б* — боковая рама; *в* — тележка; *г* — надрессорная балка

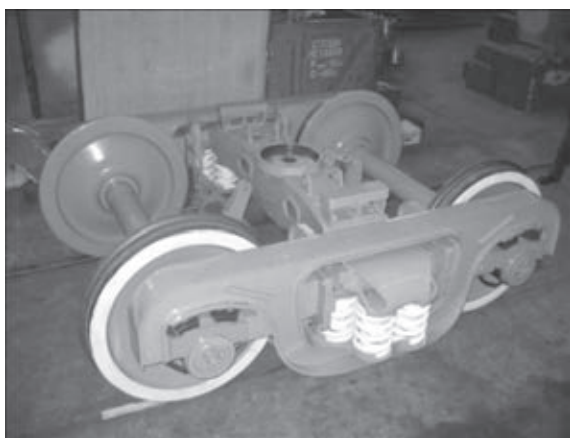


Рис. 5. Конструкция тележки модели 18-9750 грузового вагона ГУП НВЦ «Вагоны» (г. Санкт-Петербург) и ЗАО НО «ТИВ» (г. Тверь)

В 2004 г. ГУП НВЦ «Вагоны» (г. Санкт-Петербург) и ЗАО НО «ТИВ» (г. Тверь) разработали базовую двухосную тележку модели 18-9750 типоразмерного ряда со статической осевой нагрузкой 25 тс (с возможностью использования для осе-

вой нагрузки 23,5 тс), со сварной конструкцией боковой рамы и надрессорной балки [9]. Ее боковая рама (рис. 5) по всей длине имеет замкнутое коробчатое сечение и состоит из верхнего и нижнего поясов, соединенных наклонным поясом. Следует отметить, что расширенная форма рессорного проема позволяет значительно увеличить радиусы скругления в его углах для снижения концентрации напряжений, а также обеспечивает доступ к осмотру тормозных колодок.

В 2007 г. ФГУП «Производственное объединение «Уралвагонзавод» имени Ф. Э. Дзержинского» разработало штамповсварной вариант тележки грузового вагона [10]. Основные несущие детали коробчатого сечения (надрессорная балка и боковая рама) выполнены из двух частей, каждая из которых представляет собой единую штампованную заготовку, соединенную с ответной частью вдоль вертикальной продольной плоскости детали (рис. 6).

Однако, несмотря на целый ряд попыток создания на территории СНГ сварных конструкций несущих элементов трехэлементных тележек грузовых вагонов, взаимозаменяемых с литыми конструкциями, сегодня ни одна из разработанных сварных конструкций не применяется при регулярных грузоперевозках. Одна из причин связана с тем, что они не обеспечивают требуемую надежность и долговечность. Сварные конструкции были плохо оптимизированы с точки зрения сопротивления усталости сварных соединений.

На железных дорогах США, Канады, Китая, Японии в основном применяются трехэлементные двухосные тележки, подобные тележке моде-

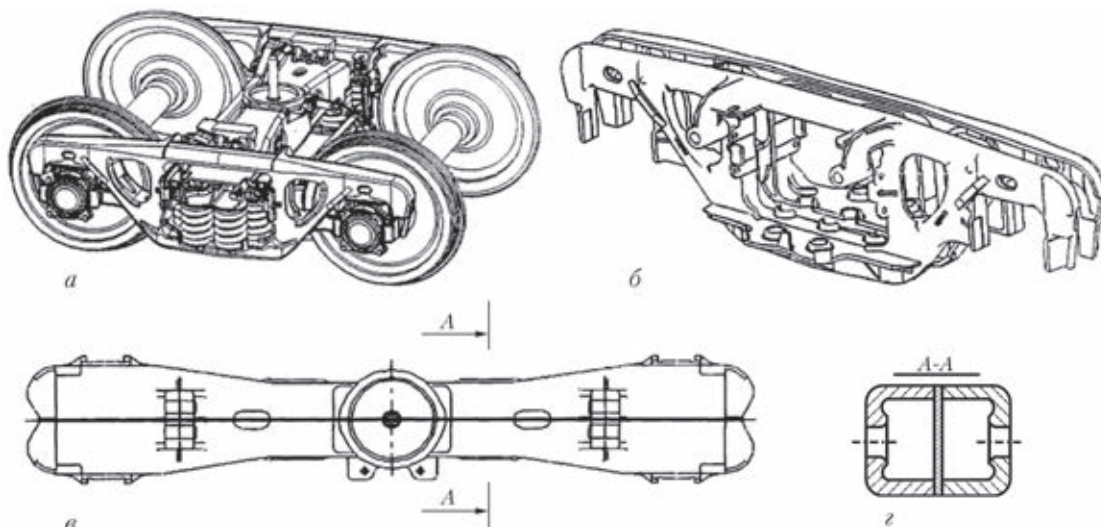


Рис. 6. Схема штамповсварной тележки грузового вагона ФГУП «Производственное объединение «Уралвагонзавод» имени Ф. Э. Дзержинского» (*а*), ее боковая рама (*б*), надрессорная балка (*в*) и сечение А-А надрессорной балки (*г*)

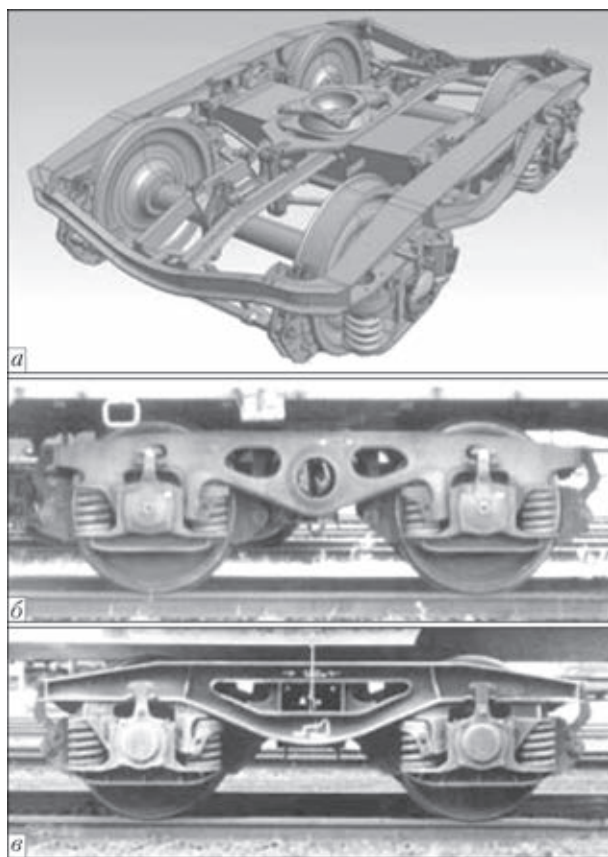


Рис. 7. Общий вид конструкции тележки Y25 (а), литая конструкция тележки типа Y25Cm (б) и сварная конструкция тележки Y25C (в)

ли 18-100, с литыми несущими элементами. В Западной Европе используют единую тележку типа Y25 и ее многочисленные модификации с буксовым рессорным подвешиванием и с жесткой Н-образной сварной рамой (рис. 7). Широкое использование сварных тележек типа Y25 (колея 1435 мм, грузоподъемность 25 т на ось) обусловлено высокой надежностью конструкции, а также низкой стоимостью их производства и обслуживания. Разрабатываются новые конструкции сварных тележек грузовых вагонов с высокими эксплуатационными характеристиками. Например, тележка RC25NT (колея 1435 мм, грузоподъемность 25 т) производства фирмы ELN (Германия, г. Галле), имеющая рамную конструкцию и центральное рессорное подвешивание (рис. 8).

Для создания конкурентоспособной сварной боковой рамы и надрессорной балки, взаимозаменяемых с литым вариантом рамы тележки типа 18-100, следует решить следующие задачи: во-первых, увеличить сопротивление усталости и надежность элементов тележки, во-вторых, повысить точность изготовления боковых рам для исключения перекоса осей колесных пар, приводящих к быстрому износу колес, в-третьих, снизить массу и себестоимость боковой рамы и надрессорной балки за счет применения листового проката и сварочной технологии изготовления,



Рис. 8. Общий вид сварной конструкции тележки RC25NT

в-четвертых, увеличить пробег элементов тележки между плановыми депоовскими ремонтами. Дополнительная сложность при решении этих задач заключается в жестких ограничениях при проектировании сварных конструкций, связанных с большим количеством неизменных габаритов посадочных мест.

Таким образом, основной задачей является обеспечение надежности сварного варианта несущих элементов трехэлементной двухосной тележки, в том числе за счет повышения сопротивления усталости и живучести по сравнению с литой конструкцией. При разработке цельносварных конструкций следует учитывать, что прочность элементов тележки грузового вагона в соответствии с нормами [11] оценивается по допускаемым напряжениям при основных расчетных режимах (I и III).

По I расчетному режиму рассматривается относительно редкое сочетание экстремальных нагрузок. В этом случае основное требование при расчете на прочность — недопущение возникновения остаточных деформаций (повреждений) в узле или детали. В эксплуатации I режиму соответствуют: осаживание и трогание тяжеловесного состава с места; соударение вагонов при маневрах, в том числе при роспуске с сортировочных горок; экстренное торможение в поездах при малых скоростях движения.

По III расчетному режиму рассматривается относительно частое возможное сочетание умеренных нагрузок, характерное для нормальной работы вагона в движущемся поезде. Основное требование при расчете по этому режиму — не допустить усталостного разрушения узла детали. В условиях эксплуатации этот расчетный режим соответствует случаю движения вагона в составе поезда по прямым, кривым участкам пути и стрелочным переводам с допускаемой скоростью; при периодических регулировочных торможениях; при периодических умеренных рывках и толчках; при штатной работе механизмов и узлов вагона.

Сопротивление усталости разрабатываемых цельносварных конструкций элементов тележки грузового вагона должно рассчитываться в соответствии с нормами [11] по коэффициентам запаса сопротивления усталости для различных оценоч-



ных зон (основного металла и сварных швов) и с учетом распределения коэффициента вертикальной динамики по диапазонам скоростей эксплуатации (спектр нагрузки) [12].

Коэффициент запаса сопротивления усталости конструкции оценивается по формуле

$$n = \frac{\sigma_{a,N}}{\sigma_{a,0}} \geq [n], \quad (1)$$

где $\sigma_{a,N}$ — предел выносливости (по амплитуде) при симметричном цикле нагружения на базе испытаний $N_0=10^7$ циклов; $\sigma_{a,0}$ — расчетное значение амплитуды динамического напряжения условного симметричного цикла, эквивалентное по повреждающему воздействию реальному режиму эксплуатационных напряжений за срок службы детали, определяется на основе подхода линейного суммирования повреждаемостей (метод Пальмгрена–Майнера); $[n]$ — допускаемое минимальное значение коэффициента запаса сопротивления усталости принимается в соответствии с нормами [11], для вновь проектируемой тележки $[n] = 2,0$.

Целесообразно выполнять расчеты на прочность при нагрузках, соответствующих испытаниям на статическую прочность и сокращенным ускоренным испытаниям на сопротивление усталости, которые регламентируются действующими нормативными документами [13, 14].

Исходя из последних достижений в области определения сопротивления усталости сварных соединений расчет на сопротивление усталости элементов тележки целесообразно выполнять также в соответствии с Рекомендациями Международного института сварки [15] по условию зарождения усталостного разрушения (макротрещины) в различных оценочных зонах конструкции (зонах сварных соединений) с учетом заданного спектра нагрузки при эксплуатации. Этот документ обобщает большой объем экспериментальных исследований для типовых сварных соединений, что позволило для каждого из них определить допустимый размах номинальных напряжений при регулярном нагружении

$$[\Delta\sigma] = \frac{FAT \cdot f_1(R) \cdot f_2(N) \cdot f_3(\delta) \cdot f_4(T)}{\gamma_M}, \quad (2)$$

где FAT — класс соединения или допустимый размах для данного соединения на базе $2 \cdot 10^6$ циклов регулярного нагружения (постоянные параметры цикла нагрузки) при $f_1 = f_2 = f_3 = f_4 = \gamma_M = 1,0$; $f_1(R)$ — коэффициент влияния асимметрии цикла нагружения; $f_2(N)$ — коэффициент, учитывающий ограниченную усталость; $f_3(\delta)$ — поправка на толщину примыкающего элемента; $f_4(T)$ — поправка на рабочую температуру T эксплуатации соединения; γ_M — коэффициент безопасности.

В случае учета спектра нагружения из десяти регулярных циклов в соответствии с нормами [11] долговечность конструкции можно определить из условия непревышения суммарной повреждаемости единицы:

$$\sum_{j=1}^{10} \frac{n_j}{N_j} \leq 1, \quad (3)$$

где n_j — количество j -х циклов с размахом $\Delta\sigma_j$; N_j — предельная долговечность при регулярном нагружении с размахом $\Delta\sigma_j$ для j -го элемента спектра

$$N_j = C \left(\frac{FAT \cdot f_1(R) \cdot f_3(\delta)}{\Delta\sigma_j \cdot \gamma_M} \right)^m; \quad (4)$$

$C = 2 \cdot 10^6$, $m = 3$ при $N < 10^7$ циклов, при $10^7 < N < 10^9$ циклов $C = 1 \cdot 10^7$ и $m = 22$ или можно принять, что амплитуда не меняется [15].

Если $n_j = P_{vj} N_{\text{спек}}$, где P_{vj} — доля j -го нагружения в общем нагружении на базе $N_{\text{спек}}$ циклов, то из (3) следует, что предельная долговечность для спектра

$$[N_{\text{спек}}] = \frac{1}{\sum_{j=1}^{10} \frac{P_{vj}}{N_j}}. \quad (5)$$

Среди действующих в Украине нормативных документов наиболее современные подходы расчета на усталость элементов стальных конструкций, в том числе сварных, представлены в документе [16]. Согласно этим подходам граничное допустимое количество циклов N_i при расчете суммарной повреждаемости стальных конструкций и при напряжениях σ_i определяется следующим образом:

$$N_i = \frac{A_p}{\ln \left[\frac{2\sigma_i}{(1-\rho_i)R_p} \right]} - B_p, \quad (6)$$

где R_p — расчетный предел выносливости рассчитываемого сечения; A_p , B_p — параметры, определяемые по таблицам [16]. При этом по конструктивно-технологическим признакам основной металл, сварные соединения, соединения на высокопрочных болтах элементов и узлов конструкций с учетом действия усилий относительно расчетного сечения поделены на семь групп. Значение предела выносливости R_p для групп элементов определяется по формуле

$$R_p = \frac{2\sigma_{-1}}{2 - D_N(1+\rho)} \left(1 - 1,63 \frac{S_{\sigma-1}}{\sigma_{-1}} \right). \quad (7)$$

Значения параметров σ_{-1} и D_N в (7) принимаются по таблицам [16].

По информации европейских разработчиков при расчете несущих сварных конструкций желез-

нодорожной техники [17] наиболее часто используются следующие стандарты: TSI стандарт [18], Британский стандарт (prEN 12663-2:2007) [19] и Еврокод 3. Ч. 1.9 [20]. TSI определяет стандартные нагрузки при испытаниях грузовых вагонов, а также все типы нагрузок, которые испытывают конструкции вагона при эксплуатации. В соответствии с требованиями Британского стандарта prEN 12663 определяются статические нагрузки, которые действуют в конструкции вагона: горизонтальные и вертикальные нагрузки, наиболее неблагоприятное сочетание горизонтальных и вертикальных нагрузок. При расчете динамической прочности грузовых вагонов из-за вертикальных нагрузок в соответствии со стандартом TSI и британским стандартом prEN 12663 динамическая нагрузка берется в диапазоне $\pm 30\%$ по вертикали от статической. При анализе усталости сварных соединений вагонов используется стандарт Еврокод 3. Ч. 1.9.

Следует отметить, что расчетные и испытательные нагрузки, регламентированные европейскими стандартами, существенно отличаются от принятых в Украине, России и других странах СНГ. Это в первую очередь связано с состоянием железнодорожного пути и условиями эксплуатации железнодорожных вагонов. Поэтому при разработке сварных конструкций несущих элементов тележек грузовых вагонов крайне целесообразно использовать наряду с действующими нормами и последние достижения в области динамики и прочности железнодорожных вагонов, а также рекомендации по анализу сопротивления усталости сварных соединений.

Заключение

Постоянное обновление парка грузовых вагонов обуславливает высокую потребность их в тележках. Как показывает статистика аварий на железных дорогах, производство литых несущих элементов тележек характеризуется высокой степенью вероятности образования внутренних дефектов, а следовательно, нестабильностью показателей прочности, особенно при циклических нагрузках. Поэтому целесообразна разработка цельносварных несущих элементов тележки грузовых вагонов, которые будут более надежными и взаимозаменяемыми с выпускаемыми на сегодня. Стоит также отметить, что при производстве цельносварных вариантов несущих элементов тележек не требуется дорогостоящее оборудование как при литейном производстве, что делает производство сварных элементов более доступным и снижает зависимость производителей вагонов от поставщиков литья.

Для создания конкурентоспособной сварной боковой рамы и надрессорной балки, взаимозаменяемых с литым вариантом тележки типа 18-100, необходимо: во-первых, увеличить сопротивление усталости элементов тележки, во-вторых, повысить точность изготовления боковых рам для исключения перекоса осей колесных пар, приводящих к быстрому износу колес, в-третьих, снизить массу и себестоимость, в-четвертых, увеличить пробег элементов тележки между плановыми деповскими ремонтами.

Расчеты на прочность сварных элементов тележки следует выполнять в соответствии с действующими нормами, а также с учетом существующих в мире современных представлений, стандартов, норм и рекомендаций в области динамики железнодорожных вагонов и методов определения сопротивления усталости сварных соединений.

1. Соколов А. М. О формировании комплексной программы научно-исследовательских работ по проблеме изломов боковых рам тележек грузовых вагонов // Бюл. объединенного ученого совета ОАО «РЖД». – 2012. – № 3. – С. 3–11.
2. Пранов В. А. Повышение усталостной долговечности боковой рамы тележки грузового вагона: Дис. ... канд. техн. наук. – Екатеринбург, 2012. – 115 с.
3. Озанын Э. С. Условия безопасной эксплуатации литых деталей тележек грузовых вагонов // Бюл. объединенного ученого совета ОАО «РЖД». – 2013. – № 3. – С. 13–19.
4. Даниленко С. С. Исследование напряженно-деформированного состояния боковой рамы тележки 18-100 с учетом технологического рассеивания геометрических параметров ее сечений: Дис. ... канд. техн. наук. – Брян. гос. техн. ун-т, 2004. – 121 с.
5. Излом боковой рамы тележки грузового вагона. Анализ технологии производства, пути устранения дефектов // А. Монастырский, В. Бубнов, С. Котенко, В. Балакин / CADmaster. – 2012. – № 5 (сентябрь–октябрь). – С. 60–65.
6. Пат. 2275308 Россия, МПК7: B61F5/38; B61F5/26; B61F5/12; B61F3/02. Тележка двухосная для грузовых вагонов / В. А. Волков, А. Д. Чепурной, В. М. Бубнов и др. – Опубл. 27.04.2004; Бюл. №12.
7. Проект сварной надрессорной балки тележек грузовых вагонов / В. И. Махненко, Э. Ф. Гарф, С. Т. Римский и др. // Автомат. сварка. – 2006. – № 4. – С. 3–10.
8. Пат. 2246416 С2 Россия, МПК7: B61F5. Двухосная тележка грузового вагона / С. Ю. Дейнеко, В. И. Приходько, Н. А. Бондарь и др. – Опубл. 20.06.2004.
9. <http://www.nvc-vagon.ru>
10. Пат. 2373091 С2 Россия МПК7: B61F5. Тележка железнодорожного вагона, боковая рама и надрессорная балка тележки железнодорожного вагона / А. А. Шарапов, Б. Л. Головинин, Н. А. Малых и др. – Опубл. 20.11.2009.
11. Нормы для расчета и проектирования вагонов железных дорог МПС колеи 1520 мм (несамоходных). – М.: ГосНИИВ–ВНИИЖТ, 1996. – 317 с.
12. Бороненко Ю. П., Орлова А. М., Рудакова Е. А. Проектирование ходовых частей вагонов. Ч. 2. Проектирование рам двухосных тележек грузовых вагонов: Уч. пос. – С.-Пб.: Петербург. гос. ун-т путей сообщения, 2005. – 50 с.
13. Надрессорные балки и боковые рамы литых двухосных тележек грузовых вагонов колеи 1520 мм, методика испытаний на усталость. – М.: ОАО «ВНИИЖТ»–ОАО «НИИ вагоностроения», 2010. – 14 с.
14. Надрессорные балки и боковые рамы литых двухосных тележек грузовых вагонов колеи 1520 мм, методика ста-



- тических испытаний на прочность. – М.: ОАО «ВНИИЖТ»–ОАО «НИИ вагоностроения», 2010. – 16 с.
15. *Recommendations for fatigue design of welded joints and components.* – S. 1., [2006]. – 147 p. – (Intern. Inst. of Welding; Doc. XIII-1965r14-03/XV-1127r14-03).
 16. *ДБН В.2.6-163:2010.* Конструкції будівель і споруд. Сталеві конструкції. Норми проектування, виготовлення і монтажу. – 2-а ред. (остаточна). – К.: Мінрегіонбуд України, 2011. – 202 с.
 17. *Zivkovic M. V.* Numerical analysis of welded joints of wagon constructions // *Zavarivanje i zavarene konstrukcije.* – 2011. – № 3. – S. 101–106.
 18. *TSI Standard* – Commission Decision of 28 July 2006 concerning the technical specification of interoperability relating to the subsystem rolling stock – freight wagons of the trans-European conventional rail system (notified under document number C(2006) 3345).
 19. *Pr EN 12663.2:2007.* Railway applications – structural requirements of railway vehicle bodies.
 20. *Eurocode 3: Design of steel structures.* – Pt. 1.9, BSEN 1993-1-9: Fatigue. (It was approved European Committee for Standardization on 16 Apr. 2004).

Поступила в редакцию 30.07.2013

Межгосударственная Ассоциация Титан

XII Международная конференция «Ti-2014 в СНГ»

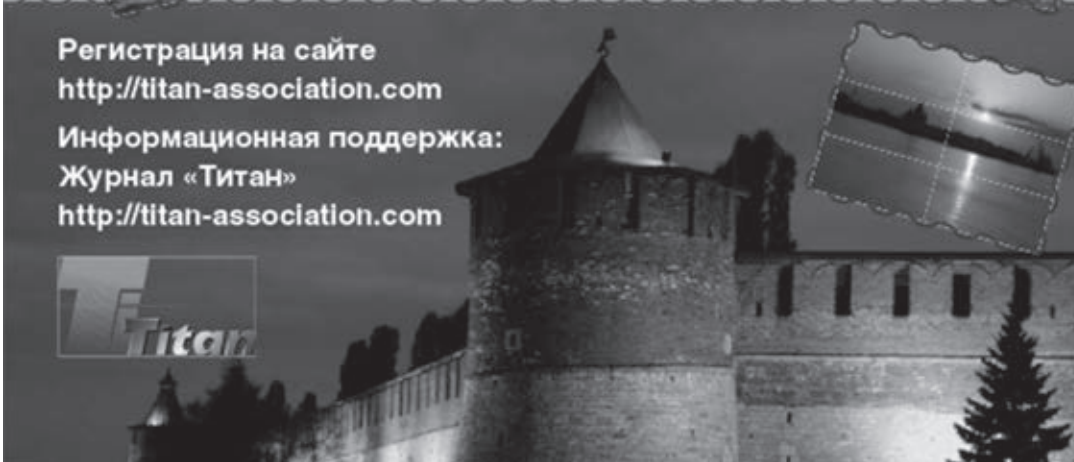


г. Нижний Новгород

25-28 мая 2014 года

Регистрация на сайте
<http://titan-association.com>

Информационная поддержка:
 Журнал «Титан»
<http://titan-association.com>

ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ГАЗОНЕФТЕПРОВОДНЫХ ТРУБ СПОСОБОМ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ СВАРКИ НА ПАО «Интерпайп НМТЗ»

Ю. Н. АНТИПОВ¹, Е. В. ДМИТРЕНКО¹, А. В. КОВАЛЕНКО¹, С. А. ГОРЯНОЙ¹,
А. А. РЫБАКОВ², С. Е. СЕМЕНОВ², Т. Н. ФИЛИПЧУК²

¹ПАО «Интерпайп «Новомосковский трубный завод». Украина, 51200, г. Новомосковск, ул. Сучкова, 115.
E-mail: info@nmpp.interpipe.biz

²ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены технологические особенности современного производства газонефтепроводных труб диаметром от 159 до 530 мм способом высокочастотной сварки на ПАО «Интерпайп НМТЗ». После проведенной модернизации подготовка свариваемых кромок рулонной полосы осуществляется фрезерованием. Используются более совершенные конструктивно-технологические решения по формовке и сварке труб. Введена локальная термическая обработка зоны продольного сварного соединения. Организован участок комплексного неразрушающего контроля, включая ультразвуковой (корпус трубы и, дополнительно, металл шва, прикромочные зоны сварного соединения и концевые участки трубы), а также магнитопорошковый контроль механически обработанных торцов. Производится нанесение антикоррозионного покрытия на наружную поверхность труб. Применяются информационные технологии и автоматизированные системы в управлении производственными процессами при контроле качества и сопровождении труб. Используемая технология позволяет изготавливать газонефтепроводные трубы среднего диаметра в широком диапазоне марочного сортамента в соответствии с требованиями современных отечественных и зарубежных нормативных документов. Высокое качество и надежность выпускаемых газонефтепроводных труб подтверждены документами авторитетных центров сертификации, а также результатами проведенных натурных испытаний образцов труб до разрушения. Трубы производства ПАО «Интерпайп НМТЗ» допущены к применению в системах магистральных газонефтепроводов в СНГ, а также в странах дальнего зарубежья полномочными органами аккредитации. Библиогр. 5, табл. 5, рис. 5.

Ключевые слова: газонефтепроводная труба, средний диаметр, производство, технология, подготовка кромок, высокочастотная сварка, локальная термообработка, неразрушающий контроль, сортамент, технические характеристики, испытания, сертификация, аккредитация

Производство газонефтепроводных труб способом высокочастотной сварки на Новомосковском трубном заводе (ПАО «Интерпайп НМТЗ») организовано в 1965 г. Освоенный в тот период технологический процесс изготовления — типичный при использовании способа высокочастотной (ВЧ) сварки, предусматривал размотку рулона массой до 20 т, правку, вырезку концевых участков и соединение смежных полос на стыкосварочной машине, обрезку боковых кромок дисковыми ножами, валковую формовку, сварку (с применением индукционного нагрева, оплавления и осадки кромок), удаление грата и разделение «бесконечной» трубы на мерные длины. В дальнейшем сваренные трубы подвергались объемной термической газоплазменной обработке по режиму нормализации, механической обработке торцов, необходимым операциям отделки, неразрушающему контролю, механическим и гидравлическим испытаниям.

За истекшие годы заводом накоплен значительный технологический опыт производства газонефтепроводных труб среднего диаметра. До 2005 г. способом ВЧ-сварки изготовлено более 20 млн т

газонефтепроводных труб диаметром от 159 до 530 мм по техническим условиям и стандартам бывшего СССР, а затем РФ, Украины и других стран, которые эксплуатируются в различных системах магистральных трубопроводов.

Тем не менее, в 90-х годах минувшего столетия в условиях перехода на рыночные отношения обозначились признаки отставания заводской технологии от передовых зарубежных. Падали объемы производства труб, затруднялась реализация изготавливаемой продукции на мировых рынках. Из-за ограниченных возможностей принятой системы неразрушающего контроля у некоторых потребителей возникали сомнения в надежности труб ВЧ-сварки.

С целью расширения сортамента, обеспечения требований современных мировых стандартов, снижения себестоимости, дальнейшего повышения качества, надежности и, как следствие, конкурентоспособности трубной продукции после 2005 г. выполнен комплекс мероприятий по существенному технологическому обновлению производства труб ВЧ-сварки на ПАО «Интер-



Рис. 1. Контроль параметров высокочастотной сварки трубы пайп НМТЗ». Модернизация технологического оборудования проведена с учетом передового зарубежного опыта и рекомендаций ИЭС им. Е. О. Патона. Новое технологическое оборудование поставлено предприятиями Австрии, Великобритании, США, ФРГ, Франции, Кореи, Голландии и Чехии.

В линии трубоэлектросварочного стана 159-530 модернизированы участки подготовки боковых кромок, формовки, сварки и удаления наружного и внутреннего грата, введена локальная термическая обработка сварного соединения. Организованы участки современного неразрушающего контроля и наружного антикоррозионного покрытия труб, введена автоматизированная система информационного обеспечения. Освоено производство труб дюймового ряда диаметром 355,9; 406,4; 508 мм и усовершенствована калибровка труб диаметром 530 мм.

В данной статье рассматривается современное состояние, технологические особенности, достижения и возможности производства газонефтепроводных труб ВЧ-сварки на указанном предприятии.

После модернизации технологического оборудования боковые кромки рулонной полосы фрезеруют. Кромкофрезерный станок обеспечивает снятие краевого слоя металла боковых кромок на ширину до 10 мм, в котором могут быть как технологические дефекты (заусеницы или сколы после обработки дисковыми ножами), так и дефекты металлургического производства (надрывы, расслоения, трещины-расщепления). Также при обработке кромок фрезерованием полностью устраняются структурная и геометрическая неоднородности поверхности кромок (пластическое смятие, сдвиг, скол), которые ранее оказывали дестабилизирующее влияние на процесс последующей сварки.

Кромкофрезерный станок позволяет получить точную ширину полосы по всей ее длине с допустимым отклонением $\pm 0,25$ мм, что обеспечива-

ет оптимальную ширину по всей длине полосы и, соответственно, повышает стабильность сведения кромок в закрытом калибре сварочной клетки. Благодаря этому улучшается качество шва и обеспечивается точность геометрических параметров труб. Кромкофрезерный станок оснащен автоматическим измерителем ширины полосы с выводом показаний на дисплей.

Вместо применявшегося ранее источника тока с частотой 10 кГц установлен новый сварочный генератор, обеспечивающий сварку труб токами с частотой 150 кГц. Это позволило стабилизировать процесс и выполнять сварку в соответствии с требованиями зарубежных стандартов [1]. Дополнительно повышенная частота тока сужает зону термического влияния и уменьшает глубину проникновения тока в изделие. Генератор оснащен автоматической интеллектуальной системой диагностики с возможностью графического отображения в режиме реального времени основных параметров процесса сварки — отбор мощности, напряжение, скорость сварки (рис. 1). При изготовлении труб осуществляется автоматическое управление параметрами процесса ВЧ-сварки на основе контроля температуры металла в зоне оплавления кромок с использованием лазерного и волоконно-оптического устройств. Автоматика позволяет существенно снизить негативное влияние отклонений в условиях сварки на параметры режима и качество сварного шва.

В зоне сварки установлена шовосжимающая пятивалковая клеть. Такая конструкция обеспечивает точность и стабильность геометрических параметров трубы за счет применения в закрытом сварочном калибре двух боковых, одного нижнего поддерживающего и двух прикромочных валков. Точность геометрии профиля трубы в сварочном калибре, в свою очередь, обеспечивает стабильность одного из важнейших параметров ВЧ-сварки — осадки кромок, а также исключает образование дефекта «смещение кромок» трубной заготовки. Пятивалковая сварочная клеть оснащена гратоснимателями, обеспечивающими качественное снятие наружного и внутреннего грата.

Установленная компьютерная система регистрирует в режиме реального времени (с возможностью вывода на печать) результаты ультразвукового контроля качества снятия внутреннего грата и толщины стенки в месте его удаления.

Взамен объемной внедрена технология локальной термообработки (ЛТО) сварного соединения труб при ширине зоны нагрева не менее 20 мм. Смонтированы новые автоматические среднечастотные индукционные установки (рис. 2). Режим нормализации при ЛТО обеспечивает снятие остаточных напряжений, перекристаллизацию

микроструктуры, что обуславливает повышение и стабильность механических свойств сварного соединения. Свойства основного металла трубы при ЛТО практически не изменяются, его высокие качественные показатели обеспечиваются технологией производства рулонного проката.

Оборудование линии термической обработки сварного шва труб оснащено автоматическими системами регулирования и контроля с целью стабилизации температуры нагрева с точностью $\pm 20^\circ\text{C}$, а также радиального прослеживания расположения сваренного стыка в зоне регулирования ($\pm 15^\circ$).

Основанные на использовании современных информационных технологий указанные выше автоматизированные системы контроля, а также регулирования (стабилизации и регистрации) параметров производственных процессов являются неотъемлемой частью действующей на заводе ступенчатой системы технологического и сдаточного контроля труб.

Технологический контроль включает:

- входной контроль рулонной стали;
- визуальный контроль поверхности трубы;
- неразрушающий контроль сплошности сварного соединения и качества снятия грата в линии стана;
- отбор проб на загиб от пусковых труб при технологических переходах (изменение диаметра, толщины стенки, плавки стали);
- постоянный и периодический контроль процесса производства труб на каждом участке техническим персоналом цеха и ОТК, соответственно.

Сдаточный контроль предусматривает:

- неразрушающий контроль сплошности металла труб путем внешнего осмотра и использования физических методов. Новое оборудование для ультразвукового контроля позволяет проверять весь корпус трубы (рис. 3). Дополнительно производится УЗ-контроль металла шва и прилегающих к нему прикромочных зон, а также концевых участков труб. Посредством магнитопорошкового контроля оценивается сплошность поверхностей торцов труб;
- проверку механических свойств труб;
- металлографический контроль сварного соединения после локальной термической обработки;
- контроль геометрических параметров торцов и корпуса труб, в том числе участков снятия внутреннего и наружного грата;
- гидравлические испытания труб.

Внедрена автоматизированная система прослеживаемости, учета производства и контроля качества продукции. Новое оборудование позволяет проводить документирование технологических параметров процесса производства труб с привязкой к номеру каждой трубы. Фиксируют-



Рис. 2. Локальная термическая обработка сварного соединения трубы

ся диаметр, толщина стенки, марка стали; скорость сварки, отбираемая мощность и температура кромок в зоне оплавления; результаты технологического УЗ-контроля; температура термообработки сварного соединения; результаты гидравлических испытаний (давление, время выдержки, оценка прочности); результаты других сдаточных испытаний (механические, химические, неразрушающие).

Кроме того, система обеспечивает автоматизацию процесса получения достоверной и своевременной информации о состоянии производства продукции; выявление несоответствий параметров технологического процесса, качества продукции и оперативное принятие корректирующих действий; накопление и обработку статистических данных о качестве задаваемого в производство металла и выпускаемой продукции по различным критериям; документальное сопровождение выпускаемой продукции, оформление сертификатов качества в электронном и бумажном виде.

Антикоррозионные покрытия наносят на наружную поверхность труб диаметром от 114 до 530 мм, прошедших полный технологический цикл и признанных годными в ходе приемки. Изоляционные материалы применяют после проведения предварительных сертификационных испытаний. В зависимости от требований заказчика

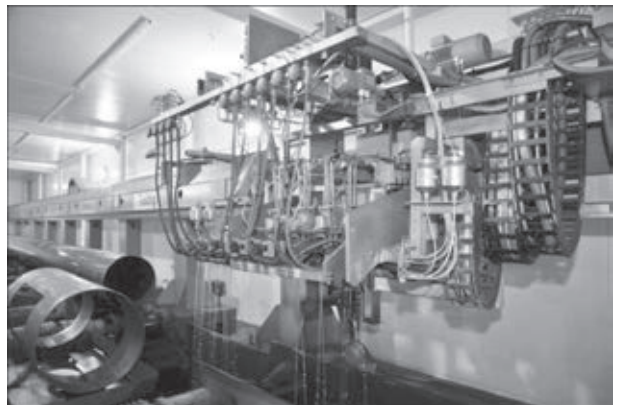


Рис. 3. Установка для ультразвукового контроля основного металла и сварного соединения трубы

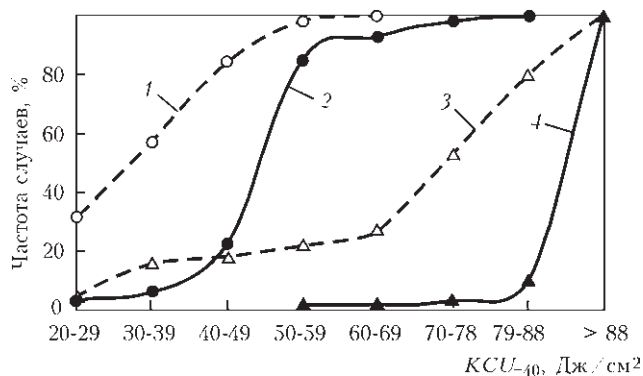


Рис. 4. Частотное распределение ударной вязкости KCU основного металла (2, 4) и металла сварного соединения (1, 3) ВЧ-труб, изготовленных из стали с различной массовой долей углерода и вредных примесей, мас. %: 1, 2 — 0,18 C; 0,30 Si; 0,015 S; 0,019 P; 3, 4 — 0,12 C; 0,49 Si; 0,004 S; 0,015 P

наносят антикоррозионные покрытия разного исполнения:

- однослойное эпоксидное покрытие толщиной до 800 мкм;
- двухслойное покрытие с применением слоев адгезива и полиэтилена при общей толщине покрытия от 1,8 до 5 мм;
- трехслойное покрытие на основе грунтовочного (эпоксидный праймер), адгезионного и полиэтиленового слоев. Общая толщина покрытия составляет от 2 до 5 мм.

Приемка труб с покрытиями производится с учетом проведения испытаний согласно установленным техническим требованиям. Результаты испытаний покрытий заносятся в сертификаты качества труб.

Выбор поставщиков материалов для антикоррозионных покрытий производится с учетом проведения широкого комплекса испытаний с целью определения показателей диэлектрической сплошности, адгезии к стали, площади катодного от-

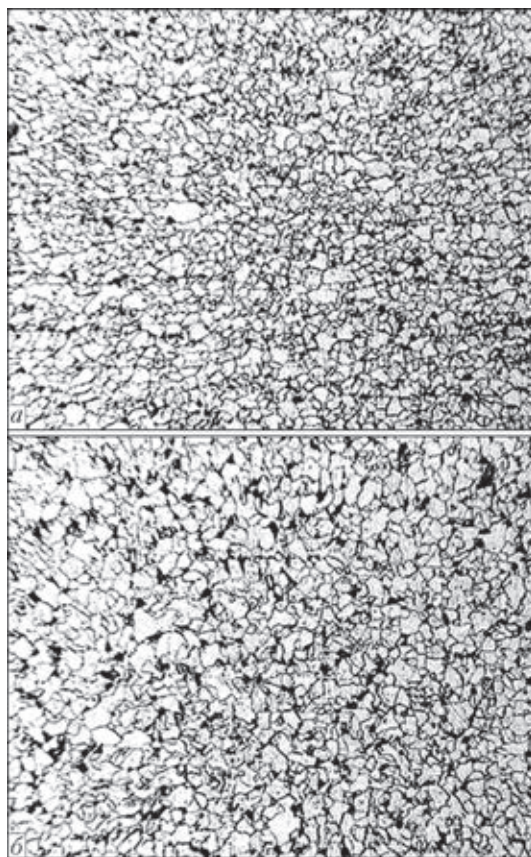


Рис. 5. Микроструктура ($\times 200$) основного металла (а) и металла шва сварного соединения (б) трубы класса прочности K52

слаивания, переходного сопротивления, стойкости к растрескиванию, устойчивости к термоциклированию и т. д. По заказам потребителей изготавливаются трубы с техническими характеристиками антикоррозионных покрытий, соответствующими требованиям отечественных или зарубежных стандартов.

Соответствие принятой на заводе системы обеспечения и управления качеством продукции тре-

Таблица 1. Результаты испытаний на растяжение основного металла труб

Исполнение, условный шифр труб	Марка стали, категория прочности, углеродный эквивалент, изготовитель	Типоразмер, мм (нормативный документ)	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ_5 , %
Обычное А1	20, K42, $C_{\text{экв}} = 0,29$, ОАО ММК	426 $\times$ 6,0 (ТУ 14-3-377-99)	<u>359...374 (367)</u> ≥ 245	<u>503...508 (506)</u> ≥ 412	<u>34...35 (34,5)</u> ≥ 23
	L 360, MB, $C_{\text{экв}} = 0,33$, ОАО «Северсталь»	323,9 $\times$ 8,0 (EN 10208-2)	<u>360...416 (425)</u> 360...510	<u>478...537 (507)</u> ≥ 460	<u>30...34 (32)</u> ≥ 20
Повышенной прочности Б1	10Г2ФБЮ, K60, $C_{\text{экв}} = 0,34$, ОАО ММК	530 $\times$ 10,0 (ГОСТ Р 52079-2003)	<u>537...540 (539)</u> ≥ 451	<u>604...620 (612)</u> ≥ 590	<u>27...29 (28,0)</u> ≥ 20
	X70, $P_{\text{см}} = 0,16$, ОАО ММК	508 $\times$ 8,7 (API 5L PSL2)	<u>493...500(496,5)</u> 485...635	<u>618...635(626)</u> 570...760	<u>33...34(33,5)</u> ≥ 26
Хладостойкое В	09ГСФ, K52, MB, $C_{\text{экв}} = 0,30$, ОАО «Северсталь»	325 $\times$ 9,5 (ТУ 1303-006.3-593377520-2003)	<u>355...395 (375)</u> 353...510	<u>620...635 (628)</u> ≥ 510	<u>34...36 (35)</u> ≥ 20

Примечание. В табл. 1–5 в числителе приведены минимальные и максимальные, в скобках — средние, в знаменателе — нормативные значения показателя.

бованиям современных стандартов (ISO 9001: 2008, ДСТУ ISO 9001- 2009, ГОСТ Р ISO 9001- 2008, спецификации API Q1, ISO 14001: 2009) подтверждено документами авторитетных центров сертификации Украины, ФРГ, США и РФ.

Использование рассмотренных технических решений позволило значительно расширить сортамент выпускаемых труб ВЧ-сварки с обеспечением их высокой эксплуатационной надежности. За последние годы в трубоэлектросварочном цехе завода неоднократно изготавливали газонефтепроводные трубы диаметром от 159 до 530 мм различного марочного сортамента, в том числе категорий прочности от L245 до L415 по EN 10208-2, В и от X42 до X70 по APL 5L PSL2 (сейчас ANSI/API Spec 5L/ISO 3183:2007), от K34 до K60 по стандартам или техническим условиям РФ и Украины.

Для производства газонефтепроводных труб используется рулонная полоса с оптимальными техническими характеристиками (химический состав, механические свойства, микроструктура, геометрические размеры, качество поверхности проката). Практика изготовления труб подтверждает целесообразность применения стали с пониженным содержанием углерода и вредных примесей для улучшения характеристик вязкости основного металла (ОМ) и металла сварного соединения (СС) (рис. 4) [2, 3]. Современные технологии металлургического производства позволяют получать рулонный прокат требуемого уровня прочности с мелкозернистой структурой при пониженном содержании углерода в стали [4, 5]. В частности, трубы класса прочности K52 изготавливают из стали типа 17Г1С-У с ограничением по содержанию углерода (не более 0,14%). Микроструктура ОМ и металла СС трубы из указанной стали показана на рис. 5.

В качестве примеров в табл. 1–4 представлены данные о технических характеристиках металла отдельных видов газонефтепроводных труб ВЧ-сварки современного производства ПАО «Интерпайп НМТЗ». В табл. 5 — данные, характеризующие технические показатели антикоррозионного покрытия. Эти примеры подтверждают то, что после технологического обновления на пред-

Таблица 2. Результаты испытаний на растяжение и статический изгиб металла сварных соединений труб

Условный шифр труб	σ_b , МПа	Угол изгиба, град, сплющивание
A1	<u>556...564 (560)</u> ≥ 412	<u>180 (трещин нет)</u> Трещины не допускаются
A2	<u>493...536 (514)</u> ≥ 460	<u>Сплющивание (трещин нет)</u> Трещины не допускаются
B1	<u>595...637 (598)</u> ≥ 590	<u>180 (трещин нет)</u> Трещины не допускаются
B2	<u>620...638(629)</u> 570-760	<u>Сплющивание (трещин нет)</u> Трещины не допускаются
В	<u>595...637 (598)</u> ≥ 510	<u>180 (трещин нет)</u> Трещины не допускаются

П р и м е ч а н и е. В табл.2-4 марка стали и типоразмер труб соответствуют указанным в табл.1.

приятии появилась возможность производства высококачественных труб ВЧ-сварки для раз-

Таблица 3. Результаты испытаний на ударную вязкость основного металла и металла сварных соединений труб

Условный шифр труб	Показатели ударной вязкости	Основной металл		Ударная вязкость металла сварного соединения
		ударная вязкость	доля вязкого излома, %	
A1	KCU_{-40} , Дж/см ²	<u>60...73 (65)</u> 34,3	Не проводились	<u>55...83 (73)</u> 24,5
A2	KV_0 , Дж	<u>120...298 (209)</u> ≥ 40	„-“	<u>45...96 (70,5)</u> ≥ 40
B1	KCV_0 , Дж/см ²	<u>205...283 (248)</u> 24,5	100	<u>53...180 (91)</u> 24,5
	KCU_{-40} , Дж/см ²	<u>217...250 (233)</u> 34,3	100	<u>25...133 (70)</u> 24,5
B2	KV_0 , Дж	<u>127...140(132)</u> ≥ 27	Не проводились	<u>40...44 (41)</u> ≥ 27
	KV_{-20} , Дж	<u>47...57(53)</u> ≥ 27	„-“	<u>29...32 (31,0)</u> ≥ 27
В	KCV_{-50} , Дж/см ²	<u>135...190 (163)</u> 59	<u>85...95 (90)</u> 50	<u>230...250 (240)</u> 59

П р и м е ч а н и е. Для труб диаметром до 377 мм ударные испытания проводятся на продольных образцах.

Таблица 4. Результаты испытаний на коррозионную стойкость труб из стали 09ГСФ (условный шифр труб В)

Скорость общей коррозии, мм/год	Водородное растрескивание, %				Стойкость к сульфидному растрескиванию под напряжением (при $\sigma_{th}/\sigma_{0,2} \geq 0,7$)
	основной металл		металл сварного соединения		
	<i>CLR</i>	<i>CTR</i>	<i>CLR</i>	<i>CTR</i>	
$\frac{0,327702}{\leq 0,5}$	0/≤ 6	0/≤ 3	0/≤ 6	0/≤ 3	<u>Разрушений нет</u> Без разрушения образцов

П р и м е ч а н и е. Здесь *CLR*, *CTR* – коэффициенты соответственно длины и толщины трещины; σ_{th} – напряжение испытания образцов на стойкость к сульфидному растрескиванию.



Таблица 5. Результаты испытаний антикоррозионных покрытий труб (изготовлены по ТУ У 27.2-05393139-017:2008)

Типоразмер, мм	Конструкция покрытия, материал (производитель)	Толщина покрытия, мм	Диэлектрическая сплошность, кВ	Прочность при ударе, Дж/мм	Адгезия к стали, Н/см
219×7,0	Двухслойная, адгезив «Тризолон 200U» (Германия); полиэтилен «Alcudia 380N» («Leuna Euro-Kommerz GmbH»)	2,7 2,0	Отсутствие пробоя (при $U = 18,5$ кВ) 5 кВ на 1 мм толщины	8,7/6,0 при $T = (-40 \pm 3)^\circ\text{C}$ 7,1/5,0 при $T = (20 \pm 5)^\circ\text{C}$ 5,2/3,0 при $T = (60 \pm 3)^\circ\text{C}$	150/70 при $T = (20 \pm 5)^\circ\text{C}$ 80/30 при $T = (60 \pm 3)^\circ\text{C}$
530×8,0	Трехслойная, эпоксидный порошок «Corgo-Coat EP-F 2002 HW», («Jotun Powder Coatings», Чехия); адгезив «Coesive L 8.92.8» («Materie Plastiche Bresciane», Италия); полиэтилен «Luxene HDPE 3450» («Materie Plastiche Bresciane», Италия)	3,4 2,2	Отсутствие пробоя (при $U = 22,5$ кВ) 5 кВ на 1 мм толщины	17,5/6,0 при $T = (-40 \pm 3)^\circ\text{C}$ 14,8/5,0 при $T = (20 \pm 5)^\circ\text{C}$ 7,4/3,0 при $T = (60 \pm 3)^\circ\text{C}$	166/100 при $T = (20 \pm 5)^\circ\text{C}$ 115/50 при $T = (60 \pm 3)^\circ\text{C}$

личных условий эксплуатации в магистральных газонефтепроводах.

Высокая работоспособность труб ВЧ-сварки, изготовленных на модернизированном стане, подтверждена результатами натурных гидравлических испытаний. В ИЭС им. Е. О. Патона проведены испытания патрубков (внутренним давлением), вырезанного из трубы 530×8 мм (сталь 17Г1С-У) в режиме малоциклового и последующего статического нагружения до разрушения. На первоначальном этапе нагружения испытания выполняли на базе 10 тыс. циклов при давлении 0,5...0,9 МПа (частота нагрузок 2 цикла в минуту). Далее труба разрушалась в ходе одноразового нагружения. Образец трубы выдержал циклические нагрузки без образования трещин и течей. В процессе статического испытания установлено, что при давлении 120 кгс/см² (11,8 МПа) начинается текучесть металла трубы. Давление разрушения составило 172 кгс/см² (16,9 МПа), что превысило эксплуатационное давление в 2,64 раза. Разрыв произошел в средней части образца на расстоянии 125 мм от сварного шва трубы.

Аналогичные испытания были проведены во ВНИИСТ (Москва). Испытуемая труба размером 530×10 мм категории прочности К60 выдержала 10 тыс. циклов нагружения при максимальной величине внутреннего гидравлического давления 90 кгс/см² (8,83 МПа), что соответствует условиям длительной работы трубопровода. Затем труба была доведена до разрушения, которое произошло по ОМ при давлении 223 кгс/см² (21,9 МПа), что создавало напряжение на уровне нормативного временного сопротивления разрыву ОМ.

Образцы ОМ и металла СС труб с повышенной коррозионной стойкостью, изготавливаемых из сталей марок 09ГСФ и 13ХФА, успешно прошли испытания в специализированных организациях — ООО «Самарский Инженерно-тех-

нический центр» и Научно-испытательный центр «Качество» (Днепропетровск). При этом оценивали стойкость к водородному растрескиванию, стойкость к сульфидному растрескиванию под напряжением, а также скорость общей коррозии. Указанные трубы применяют для обустройства промысловых месторождений ОАО ТНК и других компаний.

Возможность изготовления труб на уровне требований современных мировых стандартов, высокая работоспособность, обеспечение гарантий качества и надежности труб — все это послужило основанием для предоставления предприятию со стороны полномочных органов аккредитации, в том числе США, ЕС, РФ, права на поставку своей продукции в страны ближнего и дальнего зарубежья для строительства магистральных газонефтепроводов.

Выводы

1. Модернизация технологического процесса позволила ПАО «Интерпайп НМТЗ» расширить сортамент труб ВЧ-сварки, изготавливаемых для магистральных газонефтепроводов с учетом требований современных стандартов к их качеству. За последние годы заводом освоено производство и осуществляются регулярные поставки газонефтепроводных труб диаметром от 159 до 530 мм различного уровня прочности (с нормативным временным сопротивлением до 588 МПа) и назначения (обычного исполнения, хладостойких, коррозионностойких) в соответствии с требованиями стандартов ЕС, США, Украины, РФ и других стран. Полномочными центрами аккредитации заводу предоставлено право на поставку труб для систем магистральных газонефтепроводов, в том числе в страны дальнего зарубежья и РФ.

2. Повышенные гарантии стабильности качества труб ВЧ-сварки обеспечиваются на основе использования современного технологического оборудования, комплекса технологического и сдачного контроля, а также внедрения информационных технологий. Надлежащий технический уровень обеспечения и управления качеством продукции подтвержден документами авторитетных международных и отечественных центров сертификации.

1. *ANSI/API Spec. 5L/ISO 3183:2007: Specification for Line Pipe*. Ed. 44. 1 Oct. 2007; Eff. data 1 Oct. 2008.

2. *Повышение эксплуатационной надежности труб высокочастотной сварки для магистральных газонефтепроводов* / Ю. Н. Антипов, Е. В. Дмитренко, А. А. Коваленко и др. // Проб. прочности. – 2009. – № 5. – С. 147–153.
3. *Підвищення надійності труб для магістральних трубопроводів* / А. О. Рибаків, С. Є. Семенов, Т. М. Філіпчук, Л. В. Гончаренко // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. – К.: ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАНУ, 2009. – С. 383–387.
4. *Разработка технологии производства рулонного проката из низколегированных сталей для электросварных труб* / С. В. Денисов, М. А. Молостов, П. А. Стеканов и др. // Сталь. – 2008. – № 7. – С. 65–68.
5. *Морозов Ю. Д., Зикеев В. Н., Филатов Н. В.* Разработка рулонных сталей для электросварных (ТВЧ) газонефтепроводных, обсадных и насосно-компрессорных труб повышенной прочности, холодо- и коррозионной стойкости // Металлург. – 2009 – № 10. – С. 58–60.

Поступила в редакцию 06.11.2013

Инновационные решения в сфере защиты технологического оборудования от газоабразивного износа с применением биметаллических листов SWIP®

24 января 2014 г. в городе Кривой Рог компания ООО «Стил Ворк» совместно с Академией горных наук Украины и Институтом электросварки им. Е. О. Патона провели презентацию инновационных решений в сфере защиты технологического оборудования от газоабразивного износа с применением биметаллических листов SWIP®. В ней приняли участие более 70-ти представителей металлургических и коксохимических предприятий, горно-обогатительных комбинатов и теплоэлектростанций Украины и России, а также ведущих научно-исследовательских и проектных институтов и организаций.



Во время проведения презентации были заслушаны доклады представителей Института электросварки им. Е.О. Патона, Академии горных наук Украины, ГП «Укрग्रипромез» и ГП «Гипрококс», которые ознакомили участников с особенностями газоабразивного износа, его видами, последствиями его воздействия, а также представили рекомендации по снижению негативных последствий данного вида износа с использованием передовых технологий и последних разработок. Представители ООО «Стил Ворк» ознакомили присутствующих с основными видами деятельности компании, производимой продукцией, а также поделились опытом защиты технологического оборудования от газоабразивного износа с использованием биметаллических листов SWIP®.

Кроме того, все участники имели возможность посетить завод «Стил Ворк», ознакомиться с его производственными мощностями, основным технологическим оборудованием, а также образцами готовой продукции, изготовленной из биметаллических листов для различных отраслей промышленности. Особый интерес у участников вызвал экспериментальный образец сварного ротора-нагнетателя Н7500 (экспаустера), изготовленный на заводе «Стил Ворк».

Презентация вызвала широкий интерес в научных и производственных кругах, который обязательно перерастет в дальнейшее плодотворное сотрудничество.



УДК 621.791.762

КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА АРМАТУРЫ ЖЕЛЕЗОБЕТОНА В УСЛОВИЯХ СТРОЙПЛОЩАДКИ*

П. Н. ЧВЕРТКО, Н. Д. ГОРОНКОВ, Н. А. ВИНОГРАДОВ, С. М. САМОТРСОВ, В. Ю. СЫСОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены вопросы соединения стержневой арматуры железобетона в условиях строительной площадки контактной стыковой сваркой. Проведены опытно-промышленные испытания разработанной технологии контактной стыковой сварки стержневой арматуры железобетона и оборудования для ее реализации непосредственно на стройплощадке. Показано, что применение контактной стыковой сварки в условиях строительной площадки обеспечивает высокую экономическую эффективность, повышает производительность строительства и значительно снижает количество бракованных соединений. Библиогр. 7, рис. 8.

Ключевые слова: стержневая арматура железобетона, мобильный комплекс для стыковой сварки, монолитный железобетон, контактная стыковая сварка

В условиях современного строительства сооружений из монолитного железобетона возникает необходимость удлинения арматурных стержней непосредственно на строительной площадке. Это прежде всего обусловлено применением железобетонных конструкций длиной более 12 м (максимальная длина арматуры, выпускаемая металлургическими заводами) и рациональным использованием металлопроката. При строительстве и ремонте железобетонных сооружений и конструкций широко применяют различные способы сварки арматуры, в основном дуговые [1]. Наибольшее распространение среди этих способов нашли ручная и полуавтоматическая электродуговая сварка, а также ванно-дуговая. Следует отметить, что на заводах и комбинатах, которые изготавливают сборные железобетонные конструкции, кроме указанных способов широко применяется контактная стыковая сварка (КСС). На сегодня этот процесс сварки – один из ведущих способов при изготовлении стыковых соединений арматуры с использованием технологий малоотходной переработки стержней в стационарных условиях.

Способ КСС отличается стабильно высоким качеством сварных соединений и высокой производительностью. Процесс сварки происходит в автоматическом режиме. Применение КСС позволяет получать равнопрочные, по сравнению с основным металлом, соединения, что существенно повышает надежность и эксплуатационный ресурс железобетонных конструкций и обеспечивает высокую производительность. Процесс сварки происходит в автоматическом режиме, соединяя в еди-

ном цикле сборочные и сварочные операции, не требует применения вспомогательных расходных материалов (электродов, сварочной проволоки, флюсов, газов и др.) [2]. При этом не предъявляются специальные требования к квалификации сварщиков.

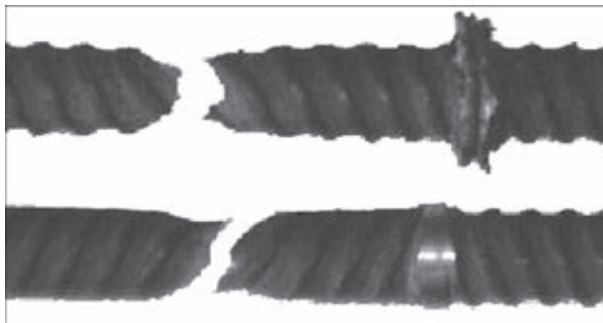


Рис. 1. Сварные соединения арматуры, полученные с помощью КСС, после испытаний на растяжение

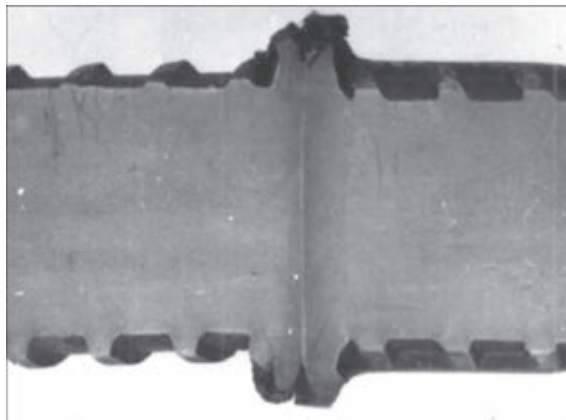


Рис. 2. Макрошлиф металла зоны термического влияния сварного соединения стержневой арматуры класса А500, полученного с помощью КСС

* По материалам работы, выполненной в рамках программы «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин», в течение 2010-2012 гг.

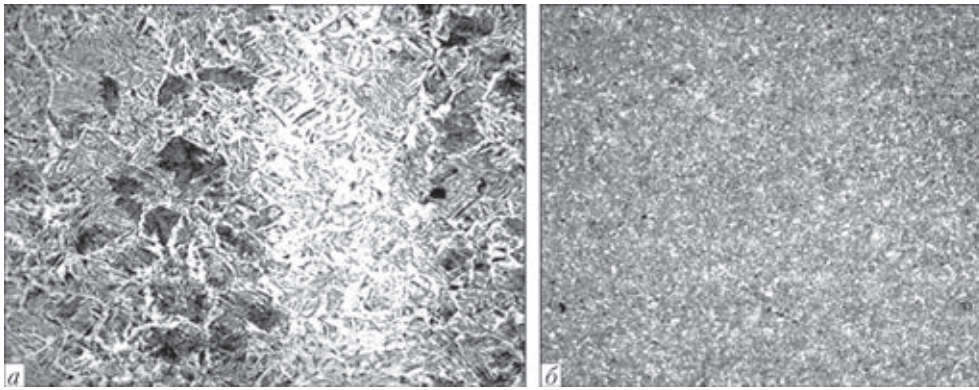


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 100$) сварного соединения стержневой арматуры класса А500, полученного с помощью КСС (а), и основного металла (б)

Механические испытания сварных соединений показали, что они полностью удовлетворяют требованиям ДСТУ 3760:2006 и ГОСТ 10922–90 [3, 4]. При растяжении образцов разрушение происходило вне зоны сварки (рис. 1).

При КСС арматуры достигается равномерный нагрев металла зоны последующей деформации при осадке (формировании сварного соединения). Зона термического влияния имеет небольшую протяженность [5, 6].

На рис. 2 представлен макрошлиф металла зоны термического влияния сварного соединения арматуры, полученного с помощью КСС, а на

рис. 3 — микрошлифы сварного соединения, полученного с помощью КСС, и основного металла арматуры.

Целью работы является разработка линии для контактной стыковой сварки арматуры в условиях строительной площадки.

Имеющийся опыт разработки технологий и специализированного оборудования для КСС в полевых условиях железнодорожных рельсов и труб позволил использовать этот процесс для соединения стержневой арматуры железобетона в полустационарных условиях непосредственно на строительной площадке. В ИЭС им. Е. О.



Рис. 4. Конструкции арматурных каркасов Подольского мостового перехода через р. Днепр (а), ригелей VIP-сектора НСК «Олимпийский» (б) и подъездной эстакады терминала D аэропорта «Борисполь» (в)



Рис. 5. Схема участка для сварки стержневой арматуры железобетона в условиях строительной площадки

Патона НАН Украины разработаны технологии КСС стержневой арматуры железобетона и образец передвижного комплекса для реализации этих технологий непосредственно на строительной площадке. В опытных образцах комплекса использовали модернизированную машину K813, ранее созданную в ИЭС им. Е. О. Патона. Эту разработку можно широко использовать при строительстве промышленных и жилых сооружений, мостов, подъездных эстакад и других объектов. Проведенные металлографические исследования и механические испытания контрольных производственных образцов показали, что качество сварных соединений полностью соответству-



Рис. 6. Подвесная контактная стыковочная машина K813, адаптированная для сварки арматуры в условиях строительной площадки

ет требованиям действующих нормативных документов [3, 4].

Требования к специализированному оборудованию главным образом определяются условиями его эксплуатации. Оборудование должно быть мобильным, компактным, иметь минимально возможную электрическую мощность и максимальную защиту от воздействия окружающей среды.



Рис. 7. Макеты линий для сварки арматуры на строительной площадке Подольского мостового перехода через р. Днепр (а), ригелей VIP-сектора НСК «Олимпийский» (б) и подъездной эстакады терминала D аэропорта «Борисполь» (в)

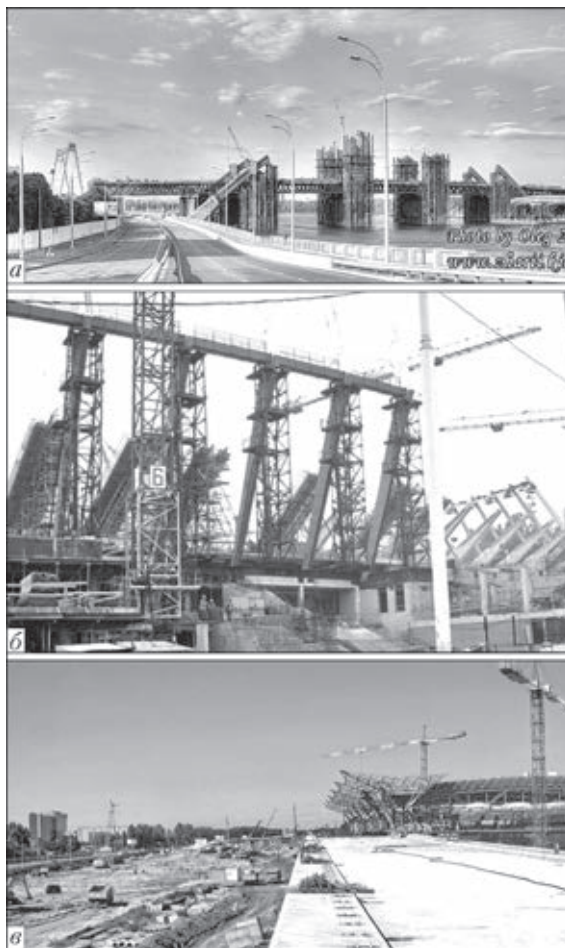


Рис. 8. Объекты, на строительных площадках которых проводилась опытно-промышленная проверка технологии и макетов оборудования: Подольский мостовой переход через р. Днепр (а), ригели VIP-сектора НСК «Олимпийский» (б) и подъездная эстакада терминала D аэропорта «Борисполь» (в)



Учитывая сложные конструкции арматурных каркасов мостовых переходов, подъездных эстакад и т. п. (рис. 4), применение мобильных контактных стыковых установок на монтаже достаточно проблематично. Однако в настоящее время продолжается разработка специализированного мобильного оборудования для сварки арматуры.

Кроме разработки такого оборудования разрабатывается и технологический процесс производства длинномерной арматуры в условиях строительной площадки. Были изготовлены и испытаны макеты участков и линий для выполнения упомянутых работ. Схема типового участка приведена на рис. 5. В схеме возможны различные варианты размещения вспомогательного оборудования в зависимости от условий производства.

Поскольку наиболее распространен способ КСС, все опыты проводили с использованием в качестве базового оборудования модернизированной машины КСС К813 (рис. 6).

Результаты опытно-промышленных испытаний макетов линий для сварки арматуры показаны на рис. 7.

Объекты, на строительных площадках которых проводилась опытно-промышленная проверка технологии и макетов оборудования, приведены на рис. 8.

Выводы

1. При применении дуговых способов сварки стержневой арматуры качество сварных соединений в значительной степени зависит от квалификации сварщиков и условий хранения вспомогательных сварочных материалов. Производительность процесса невысокая, время сварки одного соединения составляет примерно 30 мин.

2. Контактная стыковая сварка выполняется в автоматическом режиме и не требует приме-

нения вспомогательных сварочных материалов. При этом квалификация сварщиков не влияет на качество сварных соединений. Производительность процесса достаточно высока, время сварки одного соединения не превышает 1 мин.

3. При наличии большого количества сварных соединений (например, на одном мостовом переходе выполняется от сотен тысяч до миллионов сварных соединений) применение контактной стыковой сварки в условиях строительной площадки обеспечивает высокую экономическую эффективность, повышает производительность строительства и значительно снижает количество бракованных соединений.

4. Результаты проведенных опытно-промышленных испытаний разработанной технологии контактной стыковой сварки стержневой арматуры железобетона и оборудования для ее реализации непосредственно на стройплощадке свидетельствуют о перспективности дальнейшего развития данного направления.

1. Бродский А. Я. Сварка арматуры железобетонных конструкций. — М.: Госстройиздат, 1961. — 360 с.
2. Кучук-Яценко С. И. Контактная стыковая сварка оплавлением. — Киев: Наук. думка, 1992. — 234 с.
3. ДСТУ 3760:2006. Прокат арматурный для железобетонных конструкций. Загальні технічні умови. — К.: Держспоживстандарт України, 2007. — 21 с.
4. ГОСТ 10922–90. Арматурные и закладные изделия сварные, соединения сварные арматуры и закладных изделий железобетонных конструкций. Общие технические условия. — Введ. 01.01.91. — М.: Изд-во стандартов, 1990. — 30 с.
5. Четверо П. Н. Контактная стыковая сварка стержневой арматуры классов А400С–А600С при строительстве конструкций из монолитного железобетона // Автомат. сварка. — 2010. — № 8. — С. 30–34.
6. Высокопрочная арматурная сталь / А. А. Кугушин, И. Г. Узлов, В. В. Калмыков и др. — М.: Металлургия, 1986. — 271 с.
7. Дегтярев И. А. Сварка при изготовлении и монтаже арматурных конструкций. — М.: Энергия, 1965. — 230 с.

Поступила в редакцию 21.01.2014

Международная конференция «Неразрушающий контроль 2014»

13-15 мая, 2014 г.

Киев, Пуца-Водица

Конференция приурочена к 10-летию «УкрНИИНК»

Организатор — Ассоциация «ОКО»

В программе конференции планируется заседание секций:

- ◆ Незарушающий контроль как важный элемент обеспечения безопасности на железных дорогах
- ◆ Автоматизированный контроль в различных отраслях промышленности
- ◆ Незарушающие методы контроля в авиастроении и техническом обслуживании
- ◆ Новейшие технологии неразрушающего контроля, применяемые в области энергетики

Контакты: тел./факс: (044) 531-37-27, 531-37-26; E-mail: ndt2014@gmail.com, www.ndt.com.ua



ПРИЧИНЫ СТРЕСС-КОРРОЗИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ МОНТАЖНОГО КОЛЬЦЕВОГО СОЕДИНЕНИЯ МАГИСТРАЛЬНОГО ГАЗОПРОВОДА

А. А. РЫБАКОВ¹, Л. В. ГОНЧАРЕНКО¹, Т. Н. ФИЛИПЧУК¹, И. В. ЛОХМАН², И. З. БУРАК²

¹ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

² ПАТ «Укртрансгаз». 01021, г. Киев, Кловский спуск, 9/1. E-mail: press@utg.ua

Рассмотрены некоторые вопросы стресс-коррозионного разрушения металла труб эксплуатируемых магистральных газопроводов. Показано, что, помимо традиционной ориентации СКР-трещин в продольном направлении, дефекты такого типа могут развиваться в поперечном направлении относительно оси газопровода. Выявленные поперечные СКР-трещины, в том числе пересекающие всю толщину стенки трубы, образовались в зоне кольцевого шва, соединяющего трубы диаметром 1420 мм класса прочности К60. Дефектная зона протяженностью около 800 мм располагалась по обе стороны шва и распространялась на ширину примерно 60 мм от линии сплавления. Поверхность разрушения в зоне дефектов имела специфический ступенчатый характер в результате слияния более мелких полуэллиптических трещин, зародившихся в разных, смещенных относительно друг друга, плоскостях. Трещины, преимущественно, характеризуются закругленными вершинами, что свойственно стресс-коррозионным дефектам, образовавшимся вследствие анодного растворения металла. Разрушению кольцевого сварного соединения газопровода, кроме коррозионных факторов, в значительной мере способствовали дополнительные напряжения, присущие процессу сборки труб при выполнении «захлеста». Материалы статьи могут быть использованы при проведении диагностических работ на магистральных трубопроводах. Библиогр. 7, табл. 1, рис. 9.

Ключевые слова: стресс-коррозионное разрушение, магистральный газопровод, ориентация трещин, сварные трубы, класс прочности, кольцевое сварное соединение, причины образования

Стресс-коррозионное растрескивание (СКР) металла в настоящее время является одной из основных и наиболее частых причин разрушения магистральных трубопроводов. К повреждениям этого типа относят трещины, образующиеся на наружной поверхности трубопроводов в участках с нарушением изоляционного покрытия под действием коррозионно-активной среды и напряженно-деформационного фактора в условиях катодной поляризации.

Последствия разрушения газопроводов вследствие СКР (СКР-разрушение) достаточно внушительны. На рис. 1 в качестве примера показан котлован и разбросанные на 40...50 м фрагменты газопровода диаметром 820 мм после СКР-разрушения.

Основным внешним признаком, по которому определяют происхождение трещин вследствие СКР (СКР-трещины) является наличие на внешней поверхности труб колоний трещин, ориентированных, как правило, в продольном направлении. В работе [1] рассмотрены различные случаи стресс-коррозионных повреждений магистральных трубопроводов и подчеркивается преимущественное развитие СКР-трещин в продольном направлении, хотя и отмечается возможность искривления их ориентации из-за изгиба или про-

садки газопровода (рис. 2). СКР-трещины обнаруживаются как в основном металле, так и в зоне заводских сварных соединений трубопровода.



Рис. 1. Стресс-коррозионное разрушение магистрального газопровода диаметром 820 мм (а) и фрагменты разрушившихся труб (б)

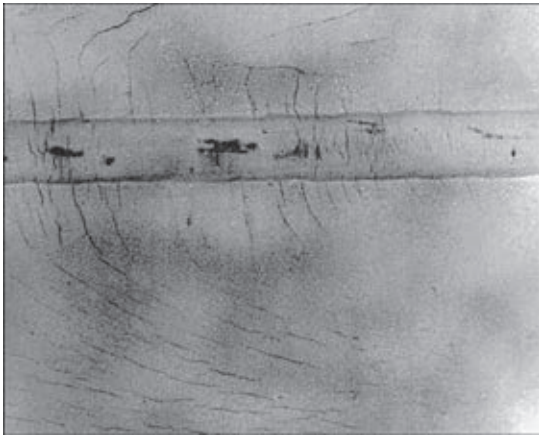


Рис. 2. Влияние распределения напряжения в металле трубы на характер расположения стресс-коррозионных трещин [1]

Чаще всего их выявляют в нижней половине сечения трубы, вблизи продольных швов, в том числе на границе сплавления.

Как известно, начальной стадией стресс-коррозионного поражения служит формирование коррозионных питтингов, которые в дальнейшем трансформируются в полуэллиптические трещины [2–4]. По мере развития дефектов создаются условия для объединения (коалесценции) соседних, близко расположенных трещин, формирования магистральной трещины и последующего разрушения газопровода.

В соответствии с современными представлениями СКР может развиваться по двум механизмам: локального анодного растворения и водородного растрескивания [4–7]. При реализации первого механизма происходит локализация электрохимического процесса на поверхности металла и его интенсивное растворение в вершине трещины. Такие трещины обычно характеризуются более широким раскрытием, присутствием коррозионных отложений, а их вершине присуща затупленная форма (рис. 3, а). Во втором случае под действием

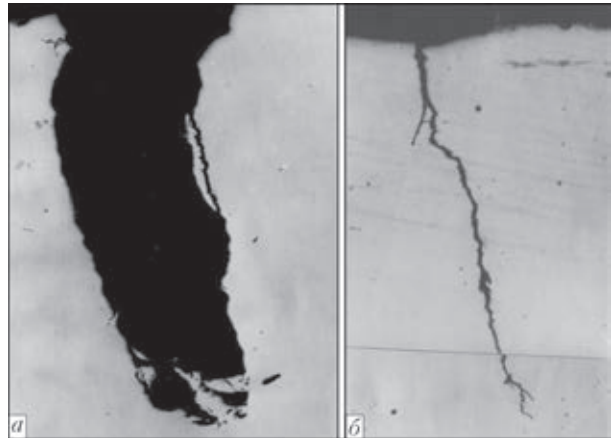


Рис. 3. Стресс-коррозионные трещины в металле газопроводной трубы, образовавшиеся вследствие анодного растворения (а, $\times 20$) и водородного растрескивания (б, $\times 100$)

напряжений и коррозионной среды осуществляется диффузия водорода в кристаллическую решетку металла. Для трещин этого типа характерны более острая вершина, транскристаллитный характер развития и некоторое ветвление (рис. 3, б).

Несколько аварий газопроводов, обусловленных стресс-коррозионными дефектами, произошло и в Украине. На рис. 4 показан внешний вид и излом образцов с СКР-трещинами, вырезанных из трубы газопровода «Уренгой-Помары-Ужгород», разрушившейся в мае 2007 г. Аналогичные разрушения этого же газопровода зафиксированы в мае 2003 г. и в декабре 2007 г. Во всех описанных случаях СКР-трещины и разрушение газопровода также были ориентированы в продольном направлении.

В процессе эксплуатации магистрального газопровода «Прогресс» было обнаружено локальное истечение газа с его воспламенением. При шурфовании этого участка газопровода в зоне кольцевого сварного соединения выявлен ряд сквозных дефектов. Кольцевой шов в дефектном участ-

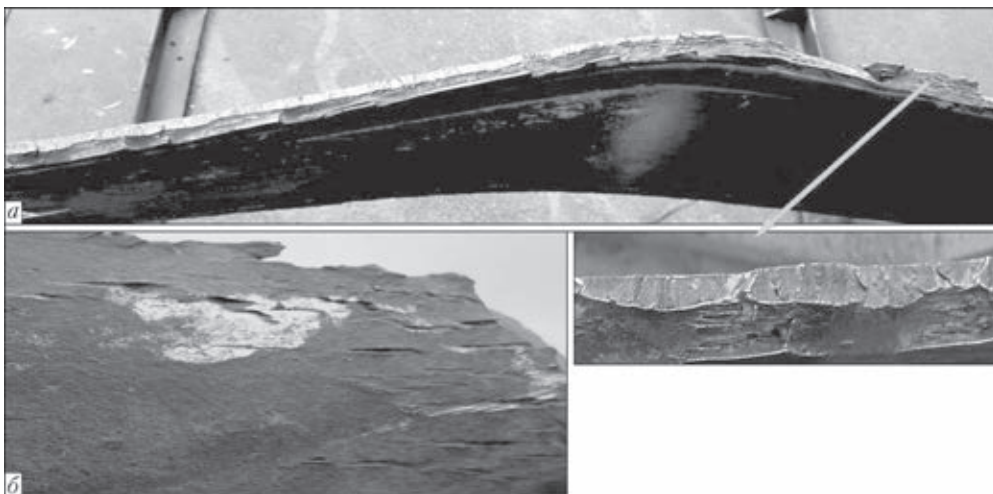


Рис. 4. Фрагменты разрушенного газопровода диаметром 1420 мм со стресс-коррозионными трещинами: а — излом образца с трещиной длиной 470 мм и глубиной 6,8 мм; б — колония продольных макротрещин в зоне разрушения на поверхности металла трубы

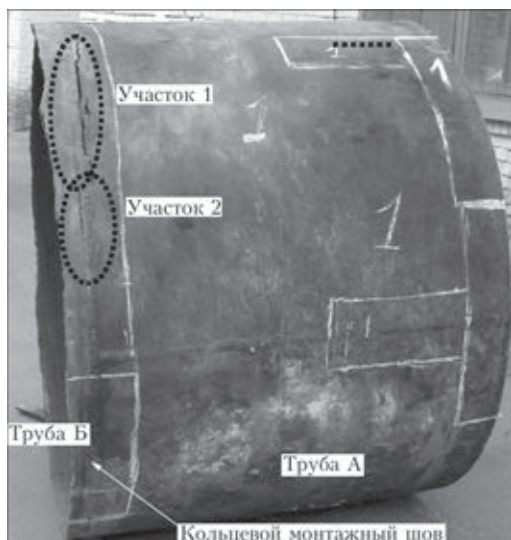


Рис. 5. Общий вид разрушенного монтажного кольцевого соединения и участки с максимальным скоплением трещин

ке выполнен «захлестом» и соединяет двухшовную трубу диаметром 1420 мм с толщиной стенки 15,7 мм класса прочности K60, изготовленную на Харцызском трубном заводе, и одношовную трубу того же диаметра с толщиной стенки 15,4 мм категории X70 импортной поставки (рис. 5). Металл обеих труб имел близкий химический состав (таблица) и механические свойства. По этой причине можно полагать, что роль металлургического фактора в образовании данных СКР-трещин минимальна.

Трубопровод на аварийном участке был покрыт ленточной полимерной изоляцией, которая в месте расположения дефектов была повреждена.

Зона повреждения с трещиноподобными дефектами (сквозными и поверхностными трещинами) располагалась поперек оси трубы вдоль кольцевого сварного соединения на длине около 800 мм по обе стороны шва (рис. 6). Район расположения дефектного участка в кольцевом соединении на трассе соответствовал 5...7 ч условного циферблата. Ширина участка с трещинами, начиная от линии сплавления в сторону основного металла, составляла около 60 мм с каждой стороны шва.

На изломе сквозных трещин после их вскрытия можно четко видеть две различные зоны: зона образования дефектов со стороны наружной поверхности трубы и зона долома на ее внутренней стороне. На рис. 7, а, б показаны изломы сквозных трещин различных участков. Поверхность разрушения в зоне трещины имеет специфический ступенчатый характер, присущий дефекту, образовавшемуся в результате слияния более мелких полуэллиптических трещин, зародившихся в разных, смещенных относительно друг друга, плоскостях. На поверхности трещин наблюдаются коррозионные отложения. В зоне долома металл разрушается по вязкому механизму.

Наружная поверхность обеих труб вблизи кольцевого шва повреждена коррозионными, относительно неглубокими язвами и питтингами, что подтверждает информацию о повреждении изоляционного покрытия.

Как показали исследования макро- и микршлифов, в металле поврежденной зоны обеих труб зафиксированы многочисленные трещины

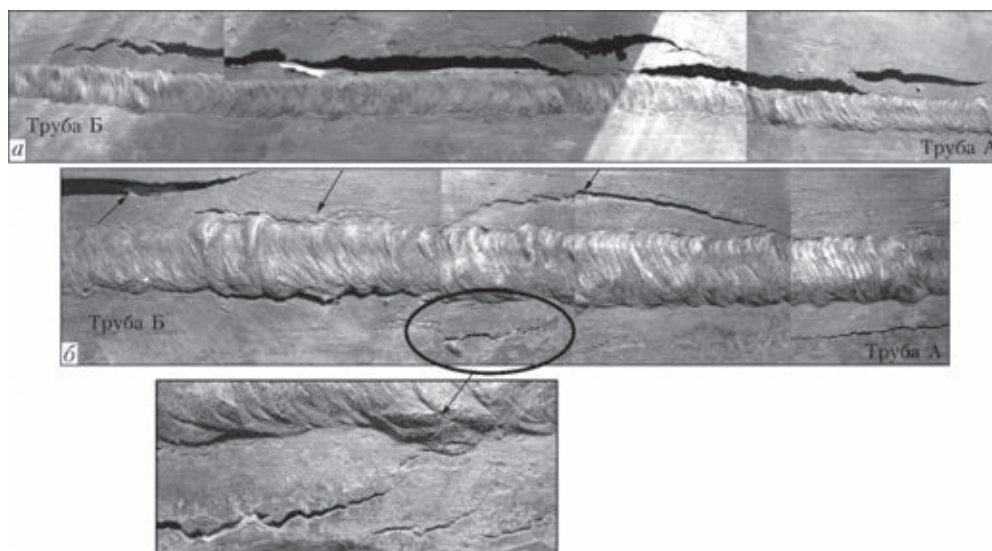


Рис. 6. Участки монтажного кольцевого соединения (см. рис. 5) с максимальным скоплением трещин (стрелками показано расположение трещин): а, б — соответственно участки 1, 2

Химический состав основного металла труб, мас. %

Место отбора проб	C	Mn	Si	S	P	Al	Ni	Mo	Ti	V	Nb
Труба А	0,101	1,45	0,272	0,004	0,012	0,031	0,04	0,03	0,004	0,06	0,027
Труба Б	0,119	1,48	0,357	0,003	0,016	0,034	0,05	0,03	0,005	<0,02	0,028

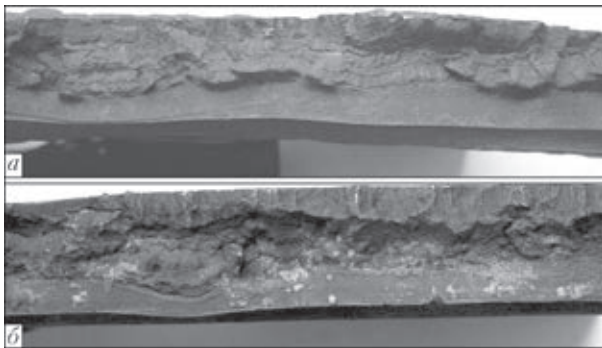


Рис. 7. Характер поверхности разрушения (сквозная трещина)

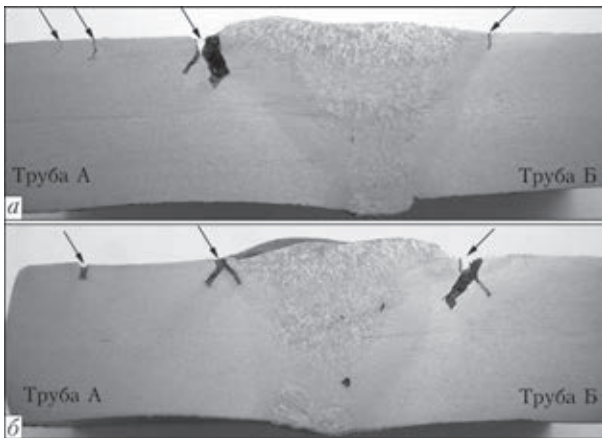


Рис. 8. Поперечные макрошлифы кольцевого сварного соединения в зоне повреждения (стрелками показано расположение трещин)

различной глубины: от поверхностных до пересекающих значительную часть толщины стенки (рис. 8, а, б). Трещины имеют относительно широкое раскрытие с закругленными вершинами (см. рис. 3, а). В большинстве случаев они расположены вдоль кольцевого шва в плоскости, перпендикулярной образующей трубы или под углом около 45° .

Таким образом, в исследованном дефектном участке присутствуют все признаки, характерные для СКР-разрушения металла газопровода: наличие коррозионных повреждений на наружной поверхности металла трубы, колонии полуэллиптических трещин различной протяженности, преимущественно с закругленными вершинами и коррозионными отложениями, ступенчатый характер излома магистральных трещин, свидетельствующий о процессе коалесценции отдельных дефектов, и др.

Кольцевой шов исследуемого соединения выполнен ручной дуговой сваркой с некоторым (максимально до 2 мм) смещением кромок труб в радиальном направлении, что не превышает норму, установленную СНиП III-42-80 (не более 3 мм). С внутренней стороны трубы кольцевой шов выполнен со значительным непроваром корневого



Рис. 9. Внутренняя поверхность трубы в зоне повреждения

слоя глубиной до 3 мм (как известно, непровары у корневой части монтажного шва трубопровода диаметром 1000 мм и больше не допускаются). При этом присутствие указанных дефектов в данном случае однозначно не явилось причиной разрушения кольцевого соединения.

Можно полагать, что СКР-разрушению кольцевого сварного соединения газопровода, помимо коррозионных факторов, в значительной мере способствовали дополнительные напряжения, присущие процессу сборки труб при выполнении «захлеста». Косвенно это подтверждается существенной пластической деформацией металла при образовании сквозных дефектов, которую хорошо видно на рис. 9, где показана внутренняя поверхность трубы в дефектом участке.

Таким образом, рассмотрен случай, когда причиной отказа магистрального газопровода явилось стресс-коррозионное растрескивание под напряжением кольцевого монтажного соединения. Отличие данного разрушения от ранее исследованных состоит в развитии СКР-трещин в поперечном направлении относительно оси трубы. Данная информация, по мнению авторов, будет полезна специалистам, работающим в нефтегазовой области при проведении диагностических работ на магистральных трубопроводах.

1. *Коррозионное растрескивание под напряжением труб магистральных газопроводов*. Атлас / Под ред. А. Б. Арабей, З. Кношински. – М.: Наука, 2006. – 105 с.
2. *Stress corrosion cracking of carbon steel in carbonate solution* / J. M. Sutcliffe, R. R. Fessler, W. K. Boyd, R. N. Parkins // *Corros. NASE*. – 1972. – **28**, № 8. – Р. 313–317.
3. *Особенности стресс-коррозионного растрескивания магистральных газопроводов* / С. Г. Поляков, А. А. Рыбаков, М. В. Беккер, Ю. П. Гужов // *Физ.-хим. механика материалов*. – 2004. – № 4. – С. 376–380.
4. *Чвірук В. П., Поляков С. Г., Герасименко Ю. С.* Електрохімічний моніторинг техногенних середовищ. – К.: Академперіодика, 2007. – 332 с.
5. *Крижанівський Е. І., Никифорчин Г. М.* Корозійно-воднева деградація нафтових і газових трубопроводів та її запобігання: Наук.-техн. пос. – Т. 1: Основи оцінювання деградації трубопроводів / Під ред. В. В. Панасюка. – Івано-Франківськ: Івано-Франк. нац. техн. ун-т нафти і газу, 2011. – 457 с.
6. *Eadie R. L., Szklarz R. E., Sutherby R. L.* Corrosion fatigue and near-neutral pH stress corrosion cracking of hydrogen sulfide // *Corrosion*. – 2005. – **61**, № 2. – Р. 167–173.
7. *Stress corrosion cracking behavior of X70 pipe steel in an acidic soil environment* / Z. Y. Liu, X. G. Li, C. W. Du et al. // *Corrosion Science*. – 2008. – **50**, № 8. – Р. 2151–2257.

Поступила в редакцию 08.11.2013

А. Д. ЧЕПУРНОМУ – 70



В марте 2014 г. исполнилось 70 лет со дня рождения А. Д. Чепурного — доктора технических наук, профессора, академика Международной инженерной академии, лауреата Государственных премий СССР и Украины, заслуженного машиностроителя Украины, полного кавалера ордена «За заслуги», почетного гражданина г. Мариуполя.

После окончания в 1963 г. индустриального техникума в Мариуполе А. Д. Чепурной начал свою трудовую деятельность на Ждановском заводе тяжелого машиностроения (ЖЗТМ) электросварщиком в котельно-сварочном цехе. С 1966 по 1982 гг. работал в отделе главного сварщика инженером-технологом, старшим инженером, начальником бюро, заведующим сектором. В 1972 г. без отрыва от производства закончил вечернее отделение Мариупольского металлургического института по специальности «Оборудование и технология сварочного производства».

Основную производственную деятельность А. Д. Чепурной вот уже многие годы удачно сочетает с серьезными научными исследованиями и разработками в области специальной электрометаллургии и сварки. За время учебы (1975–1979 гг.) в заочной аспирантуре ИЭС им. Е. О. Патона он выполнил комплекс экспериментально-исследовательских работ, позволивших впервые в отечественной и мировой практике создать промышленную технологию получения методом электрошлакового литья (ЭШЛ) литосварных сосудов высокого давления из стали 12Х18Н10ТШ-Л для криогенной техники, которая при его участии была внедрена в производство на ЖЗТМ. Результаты проведенных исследований обобщены им в кандидатской диссертации, которую он успешно защитил в 1980 г.

За разработку и промышленное внедрение нового способа электрошлаковой сварки крупнотоннажных заготовок большого сечения из высоколегированных трудносвариваемых сталей, таких как заготовки роторов, прокатных валков станков 4500 и 5000 и др., с применением кусковых присадочных материалов А. Д. Чепурному вместе с группой сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона и работников ряда заводов присуждена Государственная премия СССР в области науки и техники за 1981 г.

С 1982 по 1986 гг. А. Д. Чепурной возглавляет созданный по его инициативе отдел спец-

электрометаллургии. В этот период при его непосредственном участии организован первый в отечественном машиностроении специализированный участок ЭШЛ на базе 5-колонной универсальной электрошлаковой печи УШ-100, разработана и внедрена в промышленное производство технология изготовления методом ЭШЛ различных машиностроительных заготовок. С 1986 по 1991 гг. А. Д. Чепурной был директором Головного специализированного конструкторско-технологического бюро, а с 1991 по 1998 гг. — директором Государственного головного специализированного конструкторско-технологического института (ГСКТИ). Этот период его деятельности связан с созданием принципиально новых технологических процессов производства, обеспечивающих доведение отечественных разработок до мирового уровня. Во многом благодаря этим разработкам, выполненным с участием ИЭС им. Е. О. Патона, ведущих КБ и НИИ страны, ПО «Ждановтяжмаш» в те годы занимал передовые позиции по созданию и освоению производства наиболее перспективной машиностроительной продукции.

В 1992 г. А. Д. Чепурной избран академиком Международной инженерной академии. В 1993 г. ему присвоено ученое звание профессора кафедры теории металлургических процессов Приазовского государственного технического университета. В 1995 г. вместе с группой работников заводов и КБ А. Д. Чепурной удостоен Государственной премии Украины за разработку и промышленное внедрение конструкции сварнокатанной башни танка, благодаря которой украинское танкостроение заняло достойное место среди ведущих мировых производителей танков.

В 1997 г. А. Д. Чепурному присвоено почетное звание «Заслуженный машиностроитель Украины».

С 1998 по 2010 гг. ученый работал председателем правления ОАО «ГСКТИ» — директором. С 2000 по 2010 гг. он одновременно являлся вице-президентом ОАО «Азовмаш», главным инженером ОАО «МЗТМ». С 2005 по 2011 гг. Анатолий Данилович возглавлял созданный по его инициативе при ОАО «ГСКТИ» специализированный ученый совет с правом принятия к рассмотрению и проведения защиты диссертаций по специальностям «Машиноведение» и «Технология машиностроения».

С 2011 г. и по настоящее время А. Д. Чепурной работает директором по научно-техническому развитию управляющей компании «РэйлТрансХол-



динг» (г. Москва), занимаясь вопросами создания нового вагоностроительного предприятия ОАО «Новозыбковский машиностроительный завод».

А. Д. Чепурной — автор более 350 научных статей, монографий, учебных пособий, авторских свидетельств и патентов на изобретения. Производственно-научная деятельность А. Д. Чепурного отмечена многими орденами и медалями.

Свое 70-летие А. Д. Чепурной встречает в расцвете жизненных сил, полный энергии и творческих планов.

Сердечно поздравляем юбиляра, желаем ему крепкого здоровья, счастья, новых творческих достижений!

Институт электросварки им. Е. О. Патона
Редколлегия журнала

К 100-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ А. И. ЧВЕРТКО



В марте исполнилось бы 100 лет со дня рождения старейшего сотрудника Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, главного научного сотрудника, доктора технических наук, профессора, заслуженного машиностроителя СССР, лауреата Государственной премии СССР, ветерана Великой Оте-

чественной войны, ветерана труда Анатолия Ивановича Чвертко.

А. И. Чвертко родился 6 марта 1914 г. в городе Воронеж, ныне Сумская область. В 1932 г. окончил Индустриальный техникум в Умани, затем работал на военных предприятиях (им. Лепсе, № 43, № 215 и др.) в Киеве. С первых дней своего трудового пути и в дальнейшем на каких бы должностях он ни работал его всегда отличало огромное трудолюбие и творческий подход к работе. В 1941 г. без отрыва от производства окончил Киевский индустриальный институт (теперь НТУУ «Киевский политехнический институт») по специальности «Механизация и автоматизация сварки, наплавки и электрометаллургия».

В 1941–1946 гг. А. И. Чвертко работал на Киевском авиационном заводе, который в начале июля 1941 г. был эвакуирован в Новосибирск. Там он прошел путь от инженера-конструктора до начальника одного из важнейших отделов и одновременно заместителя главного технолога завода.

После возвращения в Киев в 1946 г. А. И. Чвертко был принят на работу в ИЭС им. Е. О. Патона. Долгий период А. И. Чвертко работал под

непосредственным руководством основателя института Евгения Оскаровича Патона, претворяя в жизнь его творческие планы. В стенах института А. И. Чвертко прошел путь от ведущего конструктора до начальника Опытного конструкторско-технологического бюро.

В 1959 г., когда в ИЭС им. Е. О. Патона на базе конструкторского отдела института было создано Опытное конструкторское бюро (ОКБ), А. И. Чвертко был назначен его первым директором и бессменно руководил им в течение 27 лет.

А. И. Чвертко и возглавляемый им коллектив успешно в короткие сроки выполнили комплекс исследований и опытно-экспериментальных работ по разработке высокоэффективного оборудования для автоматической и механизированной сварки. Большое внимание было уделено разработке автоматов тракторного типа, в том числе, широко востребованного универсального трактора ТС-35 для сварки под флюсом и в CO_2 . Были разработаны аппараты У-563 и У-564 для сварки соответственно наружных и внутренних спиральношовных труб диаметром 529...1420 мм для Волжского трубного завода. В этих аппаратах обе внутренние сварочные головки (первая – однодуговая, вторая – двухдуговая) предназначены для сварки под флюсом.

Под руководством А. И. Чвертко в ОКБ (с 1978 г. — ОКТБ) разработано электрометаллургическое оборудование для электронно-лучевой и плазменной обработки металлов, которое по своим параметрам превышало зарубежные аналоги. Особенно большая заслуга ОКТБ в создании первых в мире аппаратов для сварки в космосе. Коллектив ОКТБ не ограничивался только конструированием оборудования и разработкой тех-

нологий, но и принимал участие в их изготовлении и внедрении в промышленность.

Был проведен большой комплекс теоретических и экспериментальных исследований, предложен и претворен в жизнь ряд оригинальных и важных решений по созданию оборудования для различных механизированных способов сварки, специальной электрометаллургии, созданы первые сварочные установки для сварки под водой и в космосе. Уникальная аппаратура и технологии успешно внедрены в промышленность. Результаты разработок и их внедрение легли в основу защищенных А. И. Чвертко кандидатской и докторской диссертаций.

А. И. Чвертко высоко ценил в людях творческие способности, трудолюбие и дисциплинированность, всегда добивался четкого и строгого исполнения порученных заданий, являясь сам ярчайшим примером такого стиля работы. Анатолий Иванович обращал особое внимание на необходимость творческой, четко направленной и слаженной работы конструкторов с технологами ИЭС им. Е. О. Патона и специалистами заводов в решении проблем в области механизации и автоматизации сварки, лично принимал участие в разработке новых проектов сварочной аппаратуры, станков, установок и линий для механизации и автоматизации сварки различных изделий.

Возглавляемое А. И. Чвертко ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона развивало тесное творческое сотрудничество со многими заводами и предприятиями страны. На Каховском заводе электросварочного оборудования по инициативе А. И. Чвертко и с участием С. И. Кучука-Яценко был организован филиал ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона, что обеспе-

чило взаимную творческую связь ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона с КЗЭСО (г. Каховка). Изготовление Каховским заводом нового сварочного оборудования в основном выполнялось по рабочим чертежам Каховского филиала ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона. В результате этого ускорились и улучшилось качество разрабатываемого и изготавливаемого нового сварочного оборудования. А. И. Чвертко были налажены творческие связи ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона со многими институтами, организациями и заводами других стран, в том числе Венгрии, США, Болгарии, Франции, Португалии и пр.

Практическую деятельность А. И. Чвертко успешно сочетал с научной, являясь автором более чем 400 научных публикаций, авторских свидетельств и патентов.

Многогранная деятельность А. И. Чвертко отмечена орденом Дружбы народов, Государственной премией УССР, званием «Заслуженный машиностроитель УССР», Почетной грамотой Президиума Верховного Совета УССР и медалями, Знаком отличия Национальной академии наук Украины «За подготовку научной смены», памятной медалью им. акад. С. П. Королева.

Благодаря целеустремленности, профессионализму, высоким деловым и человеческим качествам А. И. Чвертко всегда пользовался заслуженным авторитетом и уважением всего коллектива института.

Светлую память об Анатолии Ивановиче Чвертко, человеке большого личного обаяния и неиссякаемого оптимизма, чуткого, отзывчивого руководителя, бережно и с благодарностью хранят все, кто знал его и работал с ним.

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

© Автоматическая сварка, 2014

Подписано к печати 20.02.2014. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 17,05. Усл.-отт. 18,2. Уч.-изд. л. 20,00 + 2 цв. вклейки.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

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

Сварка за рубежом

ПРИСАДОЧНЫЕ ПРУТКИ «KOBELCO WELDING» ДЛЯ ВЫПОЛНЕНИЯ КОРНЕВЫХ ПРОХОДОВ В СОЕДИНЕНИЯХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ БЕЗ ЗАЩИТЫ ОБРАТНОЙ СТОРОНЫ ШВА*



PREMIARC™ TG-X308L AWS A5.22 R308LT1-5

PREMIARC™ TG-X309L AWS A5.22 R309LT1-5

PREMIARC™ TG-X316L AWS A5.22 R316LT1-5

PREMIARC™ TG-X347 AWS A5.22 R347T1-5

Порошковые присадочные прутки серии TG-X из нержавеющей стали позволяют исключить продувку газом для защиты обратной стороны корневого шва при односторонней сварке труб способом ТИГ, что обеспечивает сокращение расходов на защитные газы и время простоя на обдув газом, включая время установки оборудования для продувки. Типичным примером применения прутков TG-X308L, TG-X316L, TG-X347 и TG-X309L является выполнение корневых проходов в соединениях технологических трубопроводов из сталей типа 304, 316 и 347, а также из разнородных металлов.

Исключение защиты обратной стороны корня шва

В случае использования обычных присадочных прутков сплошного сечения при сварке труб из нержавеющей стали необходима защита обратной стороны шва, иначе выполнение корневого прохода не обеспечит соответствующее проплавление с обратной стороны соединения. Это объясняется значительным окислением металла корневого прохода вследствие высокого содержания в нем хрома. Таким образом, защита обратной стороны шва инертным газом является обязательной операцией.

В отличие от обычных проволок сплошного сечения в трубчатой оболочке из нержавеющей стали присадочных прутков TG-X содержится особый флюсовый наполнитель (рис. 1). Под воздействием тепла дуги флюс плавится и превращается в жидкий шлак, который свободно течет к обратной стороне корня шва и равномерно покрывает проплавляющий валик, который формируется внутри трубы. Жидкий шлак защищает расплавленный металл шва и горячий металл валика от вредного воздействия азота и кислорода, содержащихся в атмосфере.

При охлаждении металла шва шлак затвердевает и превращается в тонкую и хрупкую шлаковую корку, которую можно легко удалить, если слегка постучать по лицевой поверхности соединения пнев-

матическим молотком.

При этом обеспечивается качественное формирование валика без окисления с гладкой и равномерной волнистостью на лицевой и обратной поверхностях корневого прохода шва (рис. 2). Присадочные прутки TG-X обеспечивают равномерное проплавление по всему параметру кольцевого

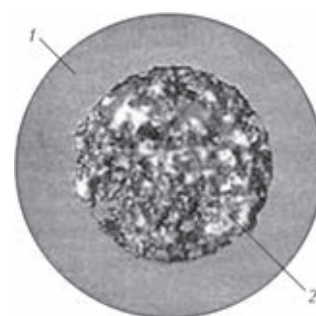


Рис. 1. Порошковый присадочный пруток TG-X в разрезе: 1 — оболочка из нержавеющей стали; 2 — флюс

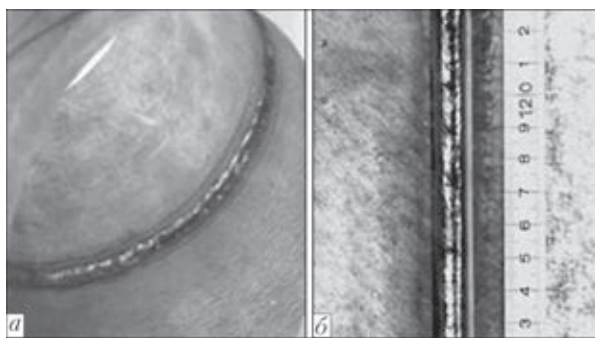


Рис. 2. Блестящий гладкий валик на обратной (а) и лицевой (б) поверхности корневого шва (сталь 304, пруток TG-X308L)

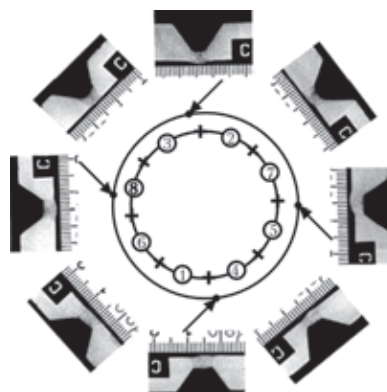


Рис. 3. Макрошлифы корневых проходов швов (положение 5G, сталь 304, труба Ду150×12, пруток TG-X308L; стрелками показаны прихватки)

* Статья на правах рекламы.

шва трубы во всех положениях сварки (рис. 3).

Сокращение расходов на продувку газом и защиту обратной стороны шва

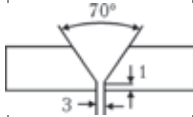
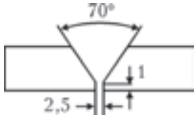
При использовании обычных присадочных прутков сплошного сечения необходима защита обратной стороны шва инертным газом: обычно для этого используют аргон. Хотя длительность продувки внутренней полости трубы и количество необходимого для этого инертного газа изменяются в зависимости от внутреннего диаметра и длины продуваемой трубы, они существенно воздействуют на общую стоимость сварочных работ. В табл. 1 приведено сравнение традиционных присадочных прутков сплошного сечения и присадочных прутков TG-X в отношении факторов, влияющих на стоимость сварочных операций при выполнении корневого шва на трубе внутренним диаметром 305 мм. Очевидно, что применение присадочного прутка TG-X позволяет сократить трудоемкость (в человеко-часах) на 23...74 % и общий расход аргона на 55...91 % по сравнению с обычными присадочными прутками сплошного сечения. В то же время при использовании присадочных прутков TG-X их расход несколько больше; потребляемая мощность несколько выше вследствие немного более низкой производительности наплавки (приблизительно 90 %) по сравнению с применением прутков сплошного сечения.

Кроме того, единичная цена присадочных прутков TG-X выше, чем цена прутков сплошного сечения. Однако расчеты с учетом единичной цены для каждого фактора показывают, что прутки серии TG-X обеспечивают значительную экономию с точки зрения общей стоимости сварочных работ.

Химические и микроскопические свойства корневых швов

Химический состав металла корневых швов при использовании отдельных присадочных прутков TG-X приведен в табл. 2. Как видно из таблицы, все прутки TG-X обеспечивают низкое содержание азота в металле корневого шва. Электронно-зондовый микроанализ зоны вблизи обратной поверхности шва подтвердил отсутствие микроскопической конденсации азота. Более того, анализ микроструктуры показал, что выделения феррита равномерно распределены в аустенитной

Таблица 1. Сравнение видов присадочных прутков в отношении трудоемкости (в человеко-часах), расхода аргона, прутков и потребляемой мощности при заварке корневого шва на трубе

Присадочные прутки	TG-X	Прутки сплошного сечения	
Разделка кромок			
Длина трубы при защите обратной стороны шва	Без защиты обратной стороны шва	300 мм для локальной защиты	6000 мм для полной защиты
Время предварительной продувки ¹ , мин	Не требуется	5,2	104
Время установки защитных устройств, мин	Не требуется	10	Не требуется
Время сварки ² , мин	35	30	30
Относительное время горения дуги, %	50	50	50
Общее количество человеко-часов, мин	35	45	134
Общий расход присадочных прутков, г	120	100	100
Расход газа на предварительную продувку ¹ , л	Не требуется	122,2	2444
сварку ²	263	255	225
защиту обратной стороны шва ³	Не требуется	240	240
Общий расход аргона, л	263	587	2909
Общая потребляемая мощность, кВт/ч	0,405	0,358	0,358

¹ Параметры предварительного продува даны согласно AWS D10.11-7X (руководство по заварке корня шва и продувке газом).
² Расход защитного газа для сварки составляет 15 л/мин при I_{св} = 100 А, U_д = 13 В.
³ Расход защитного газа для защиты обратной стороны шва составляет 8 л/мин.

матрице по всему металлу корневого шва. Низкое содержание азота вместе с указанной выше гладкой и блестящей поверхностью валика шва свидетельствует об эффективности защитного действия шлака, образующегося при использовании присадочных прутков TG-X.

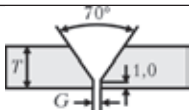
Таблица 2. Типичный химический состав (мас. %) металла корневого шва в соединении, полученном в нижнем положении односторонней сваркой с V-образной подготовкой кромок и с применением присадочных прутков TG-X Ø 2,2 мм (I_{св} = 105 А, прямая полярность)

Присадочный пруток для шва ¹ , мин	TG-X308L	TG-X316L	TG-X309L	TG-X347
Тип/толщина основного металла, мм	304/9	316L/9	316/19	321/20
C	0,040	0,018	0,047	0,028
Si	0,55	0,64	0,56	0,65
Mn	1,11	1,48	1,36	1,78
Ni	9,72	12,34	9,99	10,35
Cr	18,89	18,93	19,47	18,67
Mo	—	2,17	0,35	—
Nb	—	—	—	0,44
Ti	—	—	—	0,07
N	0,044	0,041	0,038	0,044
FS, FN ²	4,6...5,7	7,1...7,6	6,9...8,5	4,4...6,2
SD, F%	7	7,5	7	6
DD, FN	5,5	8	8	5

¹Защитный газ горелки – аргон (без защиты обратной стороны шва).
²FS – содержание феррита; SD – диаграмма Шеффлера; DD – диаграмма Делонга.

Особенности применения присадочных прутков TG-X

1. *Обеспечение рекомендуемой разделки* в корне шва для формирования качественного проплавляющего валика.

Разделка кромок			
Толщина пластины T , мм	4	6	10
Притупление G , мм	2,0	2,5	3,0

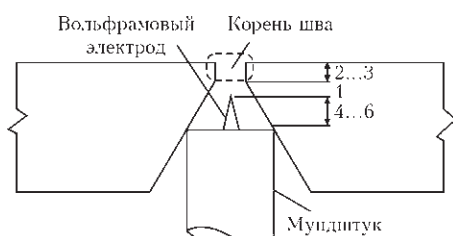
2. *Применение соответствующей техники* выполнения узкого канала для обеспечения затекания жидкого шлака к обратной стороне корня шва.



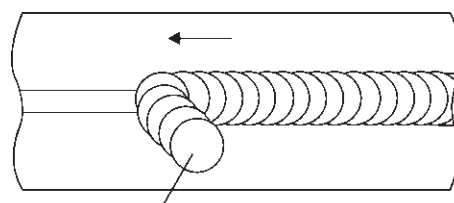
3. *Повышенная скорость и контроль* подачи проволоки по сравнению с применением присадочных прутков сплошного сечения для обеспечения необходимого расплавления прутка и формирования качественного проплавляющего валика, а также для компенсации несколько более низкой производительности наплавки при использовании присадочных прутков TG-X.

4. *Выбор соответствующего тока* сварки для обеспечения равномерного расплавления и проплавления. Для разных толщин пластины 3...5, 6...9 и 10 мм сила тока составляет соответственно 80...90, 90...105 и 90...110 А.

5. *Применение короткой дуги* для формирования стабильного кратера и обеспечения равномерного течения шлака путем поддержания контакта между горелкой и поверхностями кромок в разделке, а также соответствующего вылета вольфрамового электрода.



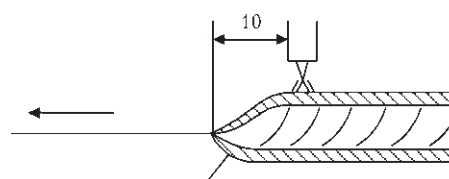
6. *Соответствующая обработка кратера* с обеспечением его поворота на поверхность раз-



Вывод кратера

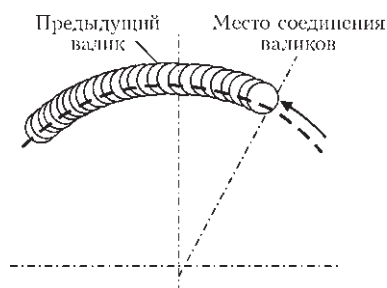
делки для предотвращения образования трещин и усадочных раковин в кратере, включающая изменение режима сварки.

7. *Обеспечение соответствующего соединения* валиков для формирования равномерного проплавляющего валика и предотвращения его окисления путем удержания твердого шлака на кратере и с обратной стороны валика при повторном за-



Повторное зажигание

жигании дуги для обеспечения соединения с предыдущим валиком. Точка повторного зажигания дуги должна быть расположена за краем кратера на расстоянии приблизительно 10 мм от него. При сварке в положении 5G завершение следующего валика на кратере предыдущего должно выполняться в положении снизу вверх для контроля жидкого шлака и, следовательно, обеспечения формирования узкого канала проплавления.



8. *Присадочные прутки TG-X* подходят только для заварки корня шва. Они обеспечивают образование достаточного количества шлака для покрытия обеих поверхностей валика в корневом проходе как с лицевой, так и с обратной стороны. Если присадочные прутки TG-X используют для заполняющих проходов, весь шлак может быть израсходован на покрытие лицевой поверхности валика, что вызовет образование шлаковых включений в металле шва и несплавления.

ООО Торговый Дом «НИСА»
тел. 38044-242-21-83, 38067-548-76-00
www.nisa.net.ua
<http://линкольнэлектрик.net/>

Эргономичные и доступные инверторные аппараты MicorMIG для сварки в защитных газах*

Инверторные полуавтоматы, широко применяемые в производстве, по-прежнему остаются дорогостоящими аппаратами, что является сдерживающим фактором в увеличении их дальнейшего распространения. Разработка резонансной технологии MICOR, которая первоначально применялась только в аппаратах для ручной дуговой сварки, позволила значительно уменьшить стоимость производства инверторных источников питания, сохраняя при этом их высокие технологические характеристики и возможности. На основе технологии MICOR компания «LORCH» (Германия) разработала новую серию аппаратов MicorMIG (впервые представлена на выставке Schweissen & Schneiden 2013, г. Эссен, Германия), имеющую низкую стоимость, сопоставимую с трансформаторными источниками питания.

Линейка аппаратов MicorMIG включает источники питания различной мощности на токи от 300 до 500 А. Они доступны в двух исполнениях: компактном, когда подающий механизм размещен в корпусе источника питания, и декомпактном, когда подающий механизм выполнен в отдельном корпусе и удален от источника на расстояние до 30 м в зависимости от длины соединяющего кабеля.

В аппаратах серии MicorMIG реализована новая, простая концепция управления, включающая три панели управления: Basic, BasicPlus и ControlPro. Для панелей BasicPlus и ControlPro возможен выбор типа управления: традиционное, т. е. выбор тока и напряжения отдельно, а также синергетическое, т. е. автоматический выбор режима при задании одного параметра.

На передней части панелей находится минимальное количество элементов

Варианты исполнения аппаратов серии MicorMIG

управления, делая ее максимально простой и понятной. В то же время такое количество элементов управления достаточно для настройки всего цикла сварки и точной корректировки каждого параметра.

Традиционная для аппаратов фирмы «LORCH» панель выбора материал/проволока/газ вынесена внутрь подающего механизма. Для улучшения обзора при пользовании данной панелью внутри подающего механизма предусмотрено подсветка.

Для еще большего расширения возможностей системы управления сварочных аппаратов серии MicorMIG в их основу была заложена возможность программного обновления, что дает возможность дооснастить аппарат дополнительными программами сварки (например, специальных сталей и сплавов) или специальными функциями и процессами (например, функцией SpeedArc или процессами TIG сварки и кислородной строжки).

Для контроля количества проволоки и уровня охлаждающей жидкости в корпус аппарата вмонтированы смотровые стекла. Для облегчения различия подающих роликов под разные диаметры проволоки была разработана цветовая кодировка. В MicorMIG ролики под каждый диаметр покрашены в определенный цвет, что предупреждает ошибку при их установке.

Отличительной особенностью полуавтоматов MicorMIG является наличие возможности обновления программного обеспечения, установки специальных программных функций и идентификации сварщика с помощью компактных магнитных карточек. Считывание информации с карточки происходит с помощью поднесения ее к RFID порту, который расположен на панели управления.

Наибольшим изменением в MicorMIG подвергся механизм подачи проволоки MF-08. Для уменьшения массы и обеспечения гарантированной защиты от пробоя электрическим током на корпус подающего механизма он выполнен из прочного композитного материала. При этом массу механизма удалось снизить до 10,6 кг, обеспечивая защиту при падении с высоты до 60 см.

Подающий механизм MF-08 за счет специальных боковых ножек на крышке может работать как в вертикальном, так и в горизонтальном положении. При этом панель управления можно развернуть на 90°, чтобы обеспечить удобное расположение элементов управления.

Разработано большое количество вариантов исполнения данного подающего механизма: с защитной рамой из труб для дополнительной защиты механизма, с металлическими полозьями для установки на нагретые поверхности, с установкой на транспортную тележку.

Сочетание описанных преимуществ аппаратов серии MicorMIG позволяет утверждать, что данные аппараты предлагают широчайший выбор возможностей при осуществлении процесса сварки, а также высокую надежность и низкую стоимость оборудования.

А. М. Фивейский, канд. техн. наук, А. Ю. Мельников, инж.



Возможности работы MF-08



Панель материал/проволока/газ



Процесс считывания информации с магнитной карточки