

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона

С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),

В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,

А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,

И. В. Кривцун, Ю. Н. Ланкин,

Л. М. Лобанов,

В. Д. Позняков, И. А. Рябцев,

В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

Ученые университетов Украины

В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,

В. В. Квасницкий, НТУУ «КПИ», Киев,

В. Д. Кузнецов, НТУУ «КПИ», Киев,

М. М. Студент, ФМИ, Львов

Зарубежные ученые

Н. П. Алешин

МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ

Гуань Цяо

Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай

А. С. Зубченко

ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ

М. Зиниград

Ун-т Иудеи и Самарии, Ариэль, Израиль

В. И. Лысак

Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ

У. Райсген

Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия

Я. Пилярчик

Ин-т сварки, Гливице, Польша

О. И. Стеклов

РНТСо, Москва, РФ

Г. А. Туричин

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

Редакторы

Т. В. Юштина (отв. секр.), Н. А. Притула

Электронная верстка

И. Р. Наумова, А. И. Сулима, Д. И. Середа

Адрес редакции

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ

03680, Украина, Киев-150,

ул. Казимира Малевича, 11

Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277

Факс: (38044) 200 5484, 200 8277

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Учредители

Национальная академия наук Украины,

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,

МА «Сварка» (издатель)

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

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Игнатюв А.В., Кривцун И.В., Семенов И.Л.* Характеристики
неравновесной дуговой плазмы в канале сопла плазмотрона 3
- Головко В.В., Тараборкин Л.А.* Моделирование химического
состава металла ванны при дуговых способах сварки 14
- Марченко А.Е.* Реологические исследования неизотерми-
ческих напорных потоков обмазочных масс для сварочных
электродов 19
- Котельчук А.С.* Влияние теплофизических свойств сердечни-
ков самозащитных порошковых проволок на сварочно-техно-
логические свойства 33
- Пальцевич А.П.* Исследование условий обеспечения низких
содержаний диффузионного водорода при сварке электро-
дами основного типа 38

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Петриченко И.К., Селин Р.В.*
Влияние присадочного металла на структуру и свойства
сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых
сплавов, выполненных аргонодуговой сваркой 42
- Юань Хун, Чжан Гуо-Дун, Ван Цзин-Сю, Йю Хуай, Чжу Чжи-Шоу.*
Свариваемость стойкого к повреждению титанового спла-
ва TC21 при электронно-лучевой сварке 47
- Губеня И.П., Явдошин И.Р.* Механизмы образования твердой
составляющей сварочного аэрозоля и пути ее попадания
в живой организм (Обзор) 53
- Корниенко А.Н.* Организация первого в мире специализиро-
ванного научно-исследовательского и проектно-конструктор-
ского института сварочного производства.
Инновационные работы первого десятилетия 56

ХРОНИКА

- Посещение ИЭС им. Е.О. Патона делегацией Института
сварки Польши 59
- Международный промышленный форум 60
- К 100-летию со дня рождения А.М. Макары 62
- В.И. Галиничу — 80 64

Информация

- Календарь выставок и конференций в 2016 г. 66
- Комплексное решение задачи восстановления элементов
силовой гидравлики механизированных крепей шахтного
оборудования (материал, технология) 71

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief
B. E. Paton

Scientists of PWI, Kyiv

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

Scientists of Ukrainian Universities

V. V. Dmitrik, NTU «KPI», Khar'kov,
V. V. Kvasnitskii, NTUU «KPI», Kyiv,
V. D. Kuznetsov, NTUU «KPI», Kyiv,
M. M. Student, Karpenko PhMI, Lviv

Foreign Scientists

N. P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia
Guan Qiao

Beijing Aeronautics Institute, China

A. S. Zubchenko

OKB«Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

College of Education & Samaria, Ariel, Israel

V. I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisgen

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

O. I. Steklov

Welding Society, Moscow, Russia

G. A. Turichin

St. Petersburg State Polytechnic Univ., Russia

Editors

T. V. Yushina (i.e. -sion), N. A. Pritula
Electronic galley

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

Address of Editorial Board:

11, Kazimir Malevich str., 03680, Kyiv,
Ukraine

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

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

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Founders

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

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

ISSN 0005-111X

All rights reserved. This publication and
contents of the articles contained herein are
protected by copyright.

Permission to reproduce material
contained in this journal must be obtained
in writing from the Publisher

Published monthly

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Ignatov A.V., Krivtsun I.V., Semenov I.L.* Characteristics of non-equilibrium arc plasma in plasmatron nozzle channel 3
- Golovko V.V., Taraborkin L.A.* Modeling of chemical composition of pool metal in arc methods of welding 14
- Marchenko A.E.* Reological investigations of non-isothermal pressure flows of coating masses for welding electrodes 19
- Kotelnichuk A.S.* Effect of thermophysical properties of cores of self-shielding flux-cored wires on welding-technological properties 33
- Paltsevich A.P.* Investigation of conditions of providing low contents of diffusive hydrogen in welding with basic-type electrodes 38

INDUSTRIAL

- Akhonin S.V., Belous V.Yu., Petrichenko I.K., Selin R.V.* Effect of filler metal on structure and properties of high-strength two-phase titanium alloy welded joints made by argon-arc welding 42
- YUAN Hong, ZHANG Guo-dong, WANG Jin-xue, YU Huai, ZHU Zhi-shou.* Electron beam weldability of TC21 damage-tolerant titanium alloy 47
- Gubunya I.P., Yavdoshchin I.R.* Mechanisms of formation of solid component of welding aerosol and ways of its entrance to the living organism (Review) 53
- Kornienko A.N.* Organizing of the first in the world specialized research and designing institute of welding production. Innovation works of the first decade 56

NEWS

- Visit of delegation from the Welding Institute of Poland to the E.O.Paton Electric Welding Institute 59
- International Industrial Forum 60
- Towards the 100th birthday anniversary of A.M.Makara 62
- V.I. Galinich is 80 64

Information

- Calendar of conferences and exhibitions in 2016 66
- Integrated solution of the problem of restoration of power hydraulics elements of mechanized fasteners of mining equipment (material, technology) 71

ХАРАКТЕРИСТИКИ НЕРАВНОВЕСНОЙ ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ В КАНАЛЕ СОПЛА ПЛАЗМОТРОНА

А.В. ИГНАТОВ^{1,2}, И.В. КРИВЦУН^{1,2}, И.Л. СЕМЕНОВ³

¹Китайско-украинский институт сварки им. Е.О. Патона,

Гуандунский Генеральный научно-исследовательский институт промышленных технологий
(Гуанчжоуский научно-исследовательский институт цветных металлов), г. Гуанчжоу, КНР

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

³Немецкий аэрокосмический центр (DLR), г. Мюнхен, Германия. E-mail: igor_semenov@list.ru

Разработана математическая модель процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда в неравновесной плазме электрической дуги, горящей в цилиндрическом канале с водоохлаждаемыми стенками, продуваемом ламинарным потоком плазмообразующего инертного газа. В основу модели положены многожидкостные уравнения для неизотермической, ионизационно-неравновесной дуговой плазмы, в т.ч. с учетом второй ионизации атомов плазмообразующего газа, записанные в дрейфово-диффузионном приближении. Такой подход позволяет с единых позиций описывать процессы, протекающие как в центральной области канала (в плазме столба дуги), так и в пристеночной области (в ионизационном слое плазмы) вплоть до границы слоя пространственного заряда, непосредственно примыкающего к стенке канала. Учет процессов, протекающих в бесстолкновительном слое пространственного заряда и определение характеристик теплового и электрического взаимодействия дуговой плазмы со стенкой канала осуществляется путем использования соответствующих граничных условий на границе указанного слоя. Кроме того, учет наличия в дуговой плазме двухзарядных ионов дает возможность проводить расчет ее характеристик в широком диапазоне значений тока дуги и радиуса канала. Численное решение уравнений предложенной модели проводится методом конечных объемов, для компьютерной реализации которого создано соответствующее программное обеспечение. Проведен детальный численный анализ радиальных распределений характеристик плазмы аргоновой дуги в цилиндрическом канале сопла плазмотрона прямого действия, а также напряженности продольного электрического поля в дуговой плазме и теплового потока из плазмы на стенку канала при различных значениях тока дуги, радиуса канала и расхода плазмообразующего газа. Показано, что в отличие от центральных областей канала, где дуговая плазма является практически равновесной, в пристеночной области реализуется существенная термическая и ионизационная неравновесность плазмы. Показано также, что при увеличении тока дуги и уменьшении радиуса канала необходим учет наличия в дуговой плазме двукратно заряженных ионов. Проведено сравнение результатов моделирования характеристик неравновесной плазмы аргоновой дуги в канале сопла плазмотрона с имеющимися экспериментальными данными. Библиогр. 11, табл. 1, рис. 9.

Ключевые слова: дуговой плазмотрон, плазмформирующий канал, электрическая дуга в канале, неравновесная плазма, математическое моделирование

Разработка новых и совершенствование существующих плазменных технологий, таких, например, как плазменная сварка, резка, порошковая наплавка и напыление покрытий требуют достоверной информации об интегральных и распределенных характеристиках плазмы, генерируемой дугowymi плазмотронами прямого и косвенного действия, в зависимости от типа и конструктивных особенностей плазмотрона, режима его работы и состава плазмообразующего газа. Тепловые, газодинамические и электромагнитные характеристики потока дуговой плазмы, генерируемой такими устройствами, во многом определяются ее взаимодействием со стенкой плазмформирующего канала плазмотрона. Кроме того, указанное взаимодействие определяет характеристики теплового и электрического воздействия дуговой плазмы на стенку канала, знание которых дает возможность оптимизировать конструкцию плазмотрона и повысить ресурс его работы. Экспериментальное

определение характеристик дуговой плазмы в канале сопла плазмотрона, а также характеристик ее взаимодействия со стенкой канала затруднено в связи с малыми геометрическими размерами канала, высокими значениями температуры плазмы и температуры стенки. Поэтому целью данной работы является разработка математической модели и детальное численное исследование процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда в неравновесной плазме электрической дуги, горящей в цилиндрическом канале сопла плазмотрона, а также определение тепловых и электрических характеристик ее взаимодействия со стенкой канала.

Для теоретического описания процессов энерго-, массо- и электропереноса в объеме дуговой плазмы, содержащей электроны, ионы и нейтральные атомы, можно использовать модель, базирующуюся на основе многожидкостных уравнений для термически и ионизационно неравновесной плазмы [1]. При рассмотрении процессов взаимодействия такой плазмы со стенкой канала можно

использовать подход, аналогичный предложенному в работах [2–6] для исследования катодных и анодных процессов в электрических дугах, в т.ч. и при наличии в дуговой плазме двукратно и трехкратно заряженных ионов. Подобные подходы были ранее использованы для численного анализа распределенных характеристик дуговой плазмы в канале сопла плазмотрона прямого действия [7, 8], однако используемые в этих работах граничные условия на стенке канала были модельными, не учитывающими реальную структуру пристеночной области плазмы, что не позволило адекватно описать процессы теплового и электрического взаимодействия дуговой плазмы со стенкой канала. Здесь следует отметить, что работа [8] является одной из немногих публикаций, где, наряду с расчетными данными, приведены результаты измерений распределений концентрации и температуры электронов, а также напряженности электрического поля для дуговой плазмы в канале при различных значениях тока дуги.

Постановка задачи, используемые приближения. Рассмотрим плазму стационарной электрической дуги в асимптотической области [7] протяженного (секционированного) цилиндрического канала радиуса R , продуваемого ламинарным потоком инертного газа с объемным расходом G (при нормальных условиях). Ток дуги I , давление газа в рассматриваемой области канала p — атмосферное, температура водоохлаждаемой (неиспаряющейся) стенки канала T_w . Предполагая, что данная плазменная система является осесим-

метричной, выберем цилиндрическую систему координат (r, z) , ось OZ которой совпадает с осью канала и направлена, как показано на рис. 1. При этом будем считать, что плазмообразующий газ движется вдоль указанной оси, а электрический ток имеет противоположное направление.

Рассматриваемую дуговую плазму можно условно разделить на три области [3]. Первая из них — слой пространственного заряда, непосредственно примыкающий к стенке канала (см. рис. 1), где нарушается условие квазинейтральности плазмы и формируется значительная часть падения потенциала между плазмой столба дуги и поверхностью канала. Этот слой можно считать бесстолкновительным, поскольку при атмосферном давлении и характерных значениях температуры электронов дуговой плазмы $T_e \sim 1,5$ эВ [8] толщина данного слоя $R - r_s$, соизмеримая с радиусом Дебая $r_D \sim 10^{-8} \dots 10^{-7}$ м, существенно меньше характерных длин свободного пробега частиц плазмы $l \sim 10^{-6} \dots 10^{-4}$ м (соответствующие характерные длины для Ag-плазмы атмосферного давления приведены на рис. 2).

Вторая зона (см. рис. 1) — ионизационная область неизотермической квазинейтральной плазмы (предслой), где происходит генерация заряженных частиц за счет ионизации плазменными электронами атомов плазмообразующего газа, десорбирующихся со стенки канала. Образующиеся здесь ионы ускоряются в сторону стенки электрическим полем, создаваемым более подвижными электронами, и рекомбинируют на ее поверхности. Таким образом, в пределах предслоя нарушаются условия локального ионизационного равновесия. Кроме того, здесь формируется остальная часть падения потенциала между столбом дуги и стенкой канала, которая может превышать соответствующее падение в слое пространственного заряда.

На расстоянии от стенки $R - r_{ps}$, равном нескольким длинам свободного пробега частиц плаз-

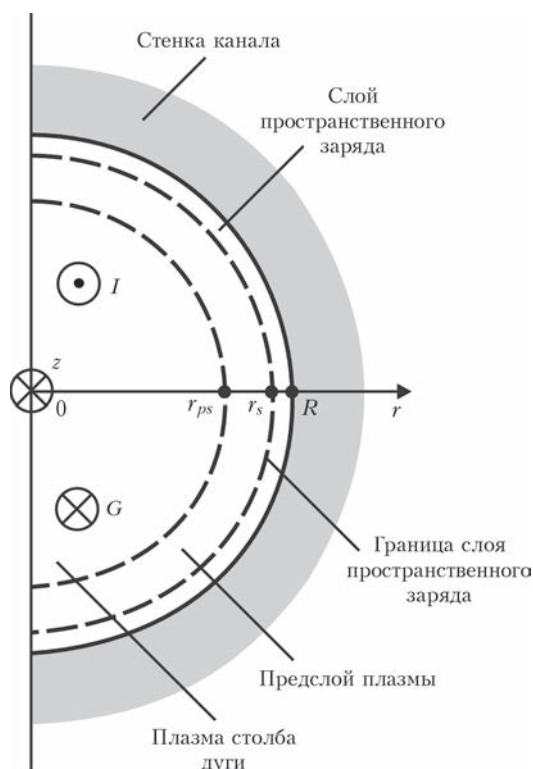


Рис. 1. Схема дуговой плазмы в канале сопла плазмотрона

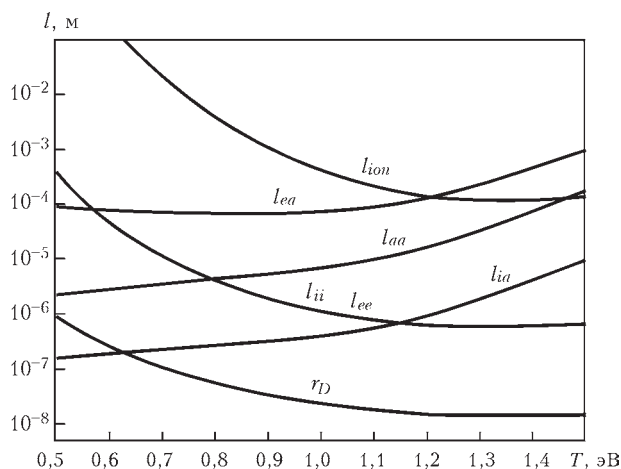


Рис. 2. Характерные длины свободного пробега частиц в аргоновой плазме атмосферного давления

мы, проходит граница ионизационной области, которую будем сопоставлять с внешней границей пристеночного слоя плазмы, и за которой начинается третья зона — столб дуги (см. рис. 1), где имеет место локальное термодинамическое, в т.ч. ионизационное, равновесие.

Поскольку в настоящей работе рассматривается дуговая плазма в асимптотической области канала, при описании процессов энерго-, массо- и электропереноса в такой системе будем пренебрегать изменением характеристик плазмы в аксиальном направлении (вдоль оси канала) по сравнению с их радиальными изменениями. Учитывая также то обстоятельство, что рассматриваемая дуга является стационарной, изменением характеристик дуговой плазмы во времени также будем пренебрегать. Эти предположения позволяют считать, что аксиальная компонента электрического поля и аксиальный градиент давления плазмы постоянны по сечению канала, а электрический ток на стенку канала равен нулю. При записи многожидкостных уравнений для столба и ионизационной области дуговой плазмы в канале используется модель неизотермической (двухтемпературной) ионизационно-неравновесной плазмы, в т.ч. с учетом второй ионизации атомов плазмообразующего газа (четырёхкомпонентная плазма). Уравнения движения компонент плазмы в радиальном направлении записываются в дрейфово-диффузионном приближении [5], а при записи соответствующих уравнений в аксиальном направлении предполагается равенство аксиальных скоростей тяжелых компонент. Учет процессов, протекающих в слое пространственного заряда и определение характеристик теплового и электрического взаимодействия дуговой плазмы со стенкой канала осуществляется путем использования соответствующих граничных условий на границе этого слоя [3].

Математическая модель. Основные уравнения. При анализе физических процессов, протекающих в рассматриваемой плазменной системе, будем полагать, что дуговая плазма характеризуется следующими параметрами: n_e — концентрация электронов; n_n , n_{i+} , n_{i++} — концентрации атомов, однократно и двукратно заряженных ионов плазмообразующего газа, соответственно; v_e^r , v_e^z — радиальная и аксиальная компоненты скорости электронов; v_n^r , v_n^z , v_{i+}^r , v_{i+}^z , v_{i++}^r , v_{i++}^z — радиальные и аксиальные компоненты скоростей атомов и соответствующих ионов; T_e — температура электронов; T_h — температура тяжелых частиц плазмы, предполагаемая одинаковой для атомов и ионов, но отличной от T_e . Тогда система уравнений, описывающая стационарные процессы переноса массы, импульса и энергии в плазме столба и ионизационного слоя дуги в асимптотической области цилиндрического канала, может быть записана следующим образом.

Уравнения непрерывности для электронов, атомов, однократно и двукратно заряженных ионов дуговой плазмы с учетом неравновесной ионизации:

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r n_e v_e^r) = k_{i0} n_n n_e - k_{r0} n_e^2 n_{i+} + k_{i1} n_{i+} n_e - k_{r1} n_e^2 n_{i++}; \quad (1)$$

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r n_n v_n^r) = -k_{i0} n_n n_e + k_{r0} n_e^2 n_{i+}; \quad (2)$$

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r n_{i+} v_{i+}^r) = k_{i0} n_n n_e - k_{r0} n_e^2 n_{i+} - k_{i1} n_{i+} n_e + k_{r1} n_e^2 n_{i++}; \quad (3)$$

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r n_{i++} v_{i++}^r) = k_{i1} n_{i+} n_e - k_{r1} n_e^2 n_{i++}, \quad (4)$$

где $k_{i\alpha}$, $k_{r\alpha}$ — коэффициенты ионизации и рекомбинации атомов ($\alpha = 0$) и однократно заряженных ионов ($\alpha = 1$) [4]. Суммируя уравнения (2)–(4) и учитывая, что частицы плазмообразующего газа, предполагаемого инертным, не накапливаются на стенке канала, можем записать

$$n_{i+} v_{i+}^r + n_{i++} v_{i++}^r + n_n v_n^r = 0. \quad (5)$$

Умножая уравнения (1), (3), (4) на заряд соответствующей частицы и складывая, при учете предположения об отсутствии электрического тока на стенку канала, получим

$$j_r = e n_{i+} v_{i+}^r + 2e n_{i++} v_{i++}^r - e n_e v_e^r = 0, \quad (6)$$

где j_r — радиальная компонента плотности тока в дуговой плазме; e — элементарный заряд. Таким образом, вместо четырех уравнений (1)–(4) можно использовать только два из них, добавив к ним условия (5), (6).

Учитывая то, что плазма столба и ионизационной области дуги является квазинейтральной, дополним эти уравнения условием квазинейтральности, которое в случае четырехкомпонентной плазмы записывается в виде

$$n_e = n_{i+} + 2n_{i++}. \quad (7)$$

Кроме того, будем использовать условие постоянства полного давления плазмы по сечению канала

$$p = k [n_e T_e + (n_n + n_{i+} + n_{i++}) T_h], \quad (8)$$

где k — постоянная Больцмана.

Уравнения радиального движения электронов, атомов, однократно и двукратно заряженных ионов, записанные в дрейфово-диффузионном приближении (в пренебрежении конвективными членами), но с учетом вязкостных членов:

$$\begin{aligned} \frac{\partial (n_e k T_e)}{\partial r} &= \frac{2}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \eta_e \frac{\partial v_e^r}{\partial r}) - \frac{2}{3} \frac{\partial}{\partial r} (\frac{\eta_e}{r} \frac{\partial (r v_e^r)}{\partial r}) - \\ &- \frac{2 \eta_e v_e^r}{r^2} + P_{en}^r + P_{ei+}^r + P_{ei++}^r - e E_r n_e; \end{aligned} \quad (9)$$

$$\frac{\partial(n_n k T_h)}{\partial r} = \frac{2}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \eta_n \frac{\partial v_n^r}{\partial r}) - \frac{2}{3} \frac{\partial}{\partial r} (\frac{\eta_n}{r} \frac{\partial(r v_n^r)}{\partial r}) -$$

$$- \frac{2 \eta_n v_n^r}{r^2} + P_{n+}^r + P_{n+}^r + P_{n+}^r + R_{n+}^r; \quad (6)$$

$$\frac{\partial(n_{i+} k T_h)}{\partial r} = \frac{2}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \eta_{i+} \frac{\partial v_{i+}^r}{\partial r}) -$$

$$- \frac{2}{3} \frac{\partial}{\partial r} (\frac{\eta_{i+}}{r} \frac{\partial(r v_{i+}^r)}{\partial r}) - \frac{2 \eta_{i+} v_{i+}^r}{r^2} +$$

$$+ P_{i+n}^r + P_{i+e}^r + P_{i+i++}^r + R_{i+}^r - R_{i++}^r + e E_r n_{i+}; \quad (1)$$

$$\frac{\partial(n_{i++} k T_h)}{\partial r} = \frac{2}{r} \frac{\partial}{\partial r} \times$$

$$\times (r \eta_{i++} \frac{\partial v_{i++}^r}{\partial r}) - \frac{2}{3} \frac{\partial}{\partial r} (\frac{\eta_{i++}}{r} \frac{\partial(r v_{i++}^r)}{\partial r}) -$$

$$- \frac{2 \eta_{i++} v_{i++}^r}{r^2} + P_{i++n}^r + P_{i++e}^r +$$

$$+ P_{i++i+}^r + R_{i++}^r + 2 e E_r n_{i++}. \quad (2)$$

Уравнение аксиального движения электронов и суммарное уравнение аксиального движения тяжелых частиц:

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r m_e n_e v_e^z) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \eta_e \frac{\partial v_e^z}{\partial r}) +$$

$$+ P_{en}^z + P_{ei+}^z + P_{ei++}^z - e E_z n_e; \quad (3)$$

$$\frac{\partial \sum_{\alpha} n_{\alpha} k T_h}{\partial z} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \sum_{\alpha} m_{\alpha} n_{\alpha} v_{\alpha}^z) =$$

$$= \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \sum_{\alpha} \eta_{\alpha} \frac{\partial v_{\alpha}^z}{\partial r}) + P_{ne}^z + P_{i+e}^z + P_{i++e}^z +$$

$$+ e E_z (n_{i+} + 2 n_{i++}), \quad \alpha = n, i+, i++. \quad (4)$$

В уравнениях (9)–(14) использованы следующие обозначения: η_{α} , m_{α} — коэффициенты динамической вязкости и массы частиц компонент плазмы ($\alpha = e, n, i+, i++$); $P_{\alpha\beta}^r$, $P_{\alpha\beta}^z$ — радиальные и аксиальные компоненты обменных членов ($\alpha \neq \beta = e, n, i+, i++$), соответствующих упругим столкновениям частиц [1]; R_{α}^r — радиальные компоненты обменных членов ($\alpha = n, i+, i++$), соответствующих неупругим столкновениям [1]; E_r , E_z — радиальная и аксиальная компоненты электрического поля в дуговой плазме.

Уравнения движения следует дополнить условием сохранения полного тока дуги

$$I = 2\pi \int_0^R j_z r dr, \quad (5)$$

где $j_z = e n_{i+} v_{i+}^z + e n_{i++} v_{i++}^z - e n_e v_e^z$ — аксиальная компонента плотности электрического тока в плазме, а также условием сохранения массового расхода

плазмообразующего газа через поперечное сечение канала

$$G_M = \rho_0 G = 2\pi \int_0^R \sum_{\alpha=n, i+, i++} m_{\alpha} n_{\alpha} v_{\alpha}^z dr, \quad (6)$$

где ρ_0 — плотность плазмообразующего газа при нормальных условиях.

Уравнение переноса энергии электронов и суммарное уравнение энергии тяжелых частиц запишем в следующем виде:

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (v_e r \frac{5}{2} n_e k T_e) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \lambda_e \frac{\partial T_e}{\partial r}) +$$

$$+ \sum_{\alpha} (Q_{e\alpha} + G_{e\alpha}) - e (E_z v_e^z + E_r v_e^r) n_e - Q_r, \quad (7)$$

$$\alpha = n, i+, i++;$$

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \sum_{\alpha} (v_{\alpha}^r (\frac{5}{2} n_{\alpha} k T_h + \frac{1}{2} m_{\alpha} n_{\alpha} v_{\alpha}^2)) =$$

$$= \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \sum_{\alpha} \lambda_{\alpha} \frac{\partial T_h}{\partial r}) + \sum_{\alpha} Q_{ae} +$$

$$+ e (E_z v_{i+}^z + E_r v_{i+}^r) n_{i+} +$$

$$+ 2 e (E_z v_{i++}^z + E_r v_{i++}^r) n_{i++}, \quad \alpha = n, i+, i++, \quad (8)$$

где λ_{α} — коэффициенты теплопроводности компонент плазмы ($\alpha = e, n, i+, i++$); $Q_{\alpha\beta}$ — обменные члены ($\alpha \neq \beta = e, n, i+, i++$), соответствующие упругим столкновениям частиц [1]; $G_{e\alpha}$ — обменные члены ($\alpha = i+, i++$), соответствующие неупругим столкновениям электронов с тяжелыми частицами [1]; Q_r — потери энергии электронов на тепловое излучение.

Формулы для вычисления коэффициентов ионизации и рекомбинации, частот столкновений, транспортных коэффициентов и радиационных потерь энергии электронов, входящих в уравнения (1)–(4), (9)–(14), (17), (18), для рассматриваемой в дальнейшем аргоновой плазмы атмосферного давления приведены в работе [9]. Там же приведен явный вид обменных членов, входящих в (9)–(14), (7) (8).

Граничные условия. Учитывая используемое предположение об аксиальной симметрии рассматриваемой плазменной системы, на оси канала можно принять:

$$\frac{\partial n_{\alpha}}{\partial r} \Big|_{r=0} = 0, \quad \alpha = i+, i++; \quad (19)$$

$$v_{\alpha}^r \Big|_{r=0} = 0, \quad \alpha = i+, i++; \quad (10)$$

$$\frac{\partial v_{\alpha}^z}{\partial r} \Big|_{r=0} = 0, \quad \alpha = n, i+, i++; \quad (11)$$

$$\frac{\partial T_e}{\partial r} \Big|_{r=0} = \frac{\partial T_h}{\partial r} \Big|_{r=0} = 0 \quad (12)$$

Для задания граничных условий на стенке канала, точнее на границе ионизационной области со слоем пространственного заряда, поступим следующим образом. Используя уравнения (5), (6), (9)–(11), поток однозарядных ионов на указанной границе можно записать в виде

$$\begin{aligned} n_{i+} v_{i+}^r \Big|_{r=r_s} = D_{i++}^T \frac{\partial(T_e + T_h)}{\partial r} \Big|_{r=r_s} + \\ + D_{i++} \frac{\partial n_{i+}}{\partial r} \Big|_{r=r_s} + D_{i+++}^T \frac{\partial(2T_e + T_h)}{\partial r} \Big|_{r=r_s} + \\ + D_{i+++} \frac{\partial n_{i++}}{\partial r} \Big|_{r=r_s}, \end{aligned} \quad (23)$$

где $D_{\alpha\beta}$, $D_{\alpha\beta}^T$, $\alpha = i+$, $\beta = i+$, $i++$ — транспортные коэффициенты, явный вид которых приведен в приложении. При этом скорость однозарядных ионов на границе слоя пространственного заряда может быть выбрана равной боровской скорости, которая в случае трехкомпонентной плазмы имеет вид [10]:

$$v_{i+}^r \Big|_{r=r_s} = \sqrt{\frac{k(T_e + T_h)}{m_{i+}}} \Big|_{r=r_s}. \quad (24)$$

Предполагая, что градиент концентрации двухзарядных ионов на указанной границе равен нулю

$$\frac{\partial n_{i++}}{\partial r} \Big|_{r=r_s} = 0, \quad (25)$$

их поток можно определить, положив, например, скорость двухзарядных ионов на внешней границе предслова равной

$$v_{i++}^r \Big|_{r=r_s} = \sqrt{\frac{k(2T_e + T_h)}{m_{i++}}} \Big|_{r=r_s},$$

что вместе с соотношением (24) соответствует критерию Бомы в случае четырехкомпонентной плазмы.

Для аксиальных компонент скоростей тяжелых частиц плазмы вблизи стенки канала, учитывая условие «прилипания», запишем

$$v_{\alpha}^r \Big|_{r=r_s} = 0, \quad \alpha = n, i+, i++. \quad (27)$$

Граничное условие для температуры электронов зададим в виде [3]

$$\begin{aligned} \left(v_e^r \frac{5}{2} n_e k T_e + \lambda_e \frac{\partial T_e}{\partial r} \right) \Big|_{r=r_s} = \\ = j_e^r (2kT_e + e\Delta\varphi_s) \Big|_{r=r_s}, \end{aligned} \quad (28)$$

где

$$\Delta\varphi_s = -\frac{kT_e}{2e} \ln \frac{2\pi m_e (T_e + T_h)}{m_{i+} T_e} \Big|_{r=r_s} \quad (29)$$

падение потенциала в слое пространственного заряда [3]. Температуру тяжелых частиц плазмы вблизи стенки с достаточной точностью можно положить равной температуре стенки канала

$$T_h \Big|_{r=r_s} = T_w. \quad (30)$$

Важными характеристиками процессов теплового и электрического взаимодействия дуговой плазмы со стенкой канала сопла плазматрона являются тепловой поток из плазмы на стенку канала (см., например, [3])

$$q_w = \left\{ \begin{aligned} & j_{i+}^r \left[k(2T_h + \frac{1}{2}T_e) + e\Delta\varphi_s + E_1 \right] + \\ & + j_{i++}^r \left[k(2T_h + T_e) + 2e\Delta\varphi_s + E_2 \right] + \\ & + 2j_e^r k(T_e - T_w) \end{aligned} \right\} \Big|_{r=r_s}, \quad (31)$$

а также падение потенциала между дуговой плазмой и стенкой, которое складывается из падения потенциала в столбе и ионизационной области дуговой плазмы, а также падения потенциала в слое пространственного заряда, определяемого выражением (29).

Описанная выше математическая модель четырехкомпонентной плазмы электрической дуги в асимптотической области канала сопла плазматрона может быть легко редуцирована для моделирования дуги в канале при тех режимах ее горения, когда образованием двухзарядных ионов в дуговой плазме можно пренебречь (трехкомпонентная плазма). Для этого в уравнениях модели, соответствующих граничным условиям и выражениях для определения транспортных коэффициентов компонент плазмы, а также радиационных потерь энергии электронов достаточно положить $n_{i++} = 0$, приравнять нулю коэффициент ионизации однозарядных ионов в уравнениях непрерывности и опустить обменные члены, соответствующие столкновениям с участием или возникновением двухзарядных ионов, в уравнениях движения и переноса энергии.

Метод и алгоритм решения задачи. При численном решении поставленной задачи используется метод выхода на стационар. С этой целью определяющие уравнения (1)–(4), (9)–(14), (17), (18) дополняются соответствующими нестационарными членами и записываются в безразмерном виде. В качестве масштабов температуры, концентрации, длины, скорости и времени выбираются следующие величины:

$$\bar{T} = 1 \text{ эВ}; \quad \bar{n} = 10^{23} \text{ м}^{-3}; \quad \bar{L} = 10^{-4} \text{ м};$$

$$\bar{v} = 10^3 \text{ м/с}; \quad \bar{t} = 10^{-7} \text{ с}.$$

Полученные уравнения решаются численно методом конечных элементов, при этом используется неявная схема со второй степенью аппрок-

симуляции на нелинейной конечно-объемной сетке [11] с учетом линейной аппроксимации граничных условий (19)–(28), (30), записанных в безразмерной форме. В качестве начальных условий используются однородные по сечению канала распределения температур, скоростей и концентраций компонент плазмы, а также электрического поля, удовлетворяющие уравнениям (1)–(18) в пренебрежении радиальной неоднородностью системы.

Компьютерная реализация описанного алгоритма производится в два этапа: 1 — препроцессор, реализованный в программном пакете Matlab, обеспечивает задание начальных параметров системы и определение соответствующих им характеристик дуговой плазмы в канале сопла, предполагаемой радиально-однородной; 2 — постпроцессор, реализованный в программной среде Fortran, обеспечивает численное решение системы алгебраических уравнений, аппроксимирующих дифференциальные уравнения (3), (4), (9), (10)–(14), (17), (18). При проведении вычислений используется метод распараллеливания на четыре ядра, путем программного задания каждому ядру (процессору) соответствующей части расчетной области, что существенно повышает скорость получения численных результатов.

Результаты моделирования. Расчет характеристик дуговой плазмы в канале сопла плазмотрона проводился при следующих параметрах системы: ток дуги $I = 50, 100, 200$ А; радиус канала $R = 1, 2$ мм; объемный расход плазмообразующего газа (Ar) $G = 2, 5$ л/мин; температура стенки канала $T_w = 1160$ К. Результаты расчета радиальных распределений характеристик рассматриваемой плазмы представлены на рис. 3–8.

Рассмотрим вначале влияние тока дуги и радиуса канала на распределения электронной температуры и температуры тяжелых компонент плазмы без учета наличия в ней двухзарядных ионов (трехкомпонентная плазма). Как следует из представленных на рис. 3 результатов расчета, температуры электронов и тяжелых частиц плазмы в столбе дуги практически совпадают, т. е. дуговая плазма в центральной области канала является термически равновесной, причем значения ее температуры возрастают с увеличением тока дуги и уменьшением радиуса канала (см. также [7, 8]). Вблизи стенки канала имеет место существенное превышение T_e над T_h , при этом размер области термически неравновесной плазмы, определяющий толщину предслоя, наоборот, снижается с увеличением I и уменьшением R (ср. рис. 3, а и 3, б). Причиной более высоких по сравнению с T_h значений температуры электронов в пристеночной области дуги является снижение эффективности обмена энергией между электронной компонентой и тяжелыми частицами, приводящего к выравниванию их температур.

На рис. 4 приведены расчетные распределения по сечению канала степени ионизационной неравновесности дуговой плазмы, определяемой как $\delta = n_e / n_e^{\text{Саха}}$, где $n_e^{\text{Саха}}$ — равновесная концентрация электронов, вычисляемая на основе уравнения Саха с электронной температурой, условия квазинейтральности и закона парциальных давлений. Расчетные данные свидетельствуют о том, что плазма столба дуги с высокой степенью точности является не только термически (см. рис. 3), но также ионизационно равновесной. Дуговая плазма в предслое является существенно неравновесной, причем величина δ , характеризующая степень ионизационной неравновесности плазмы,

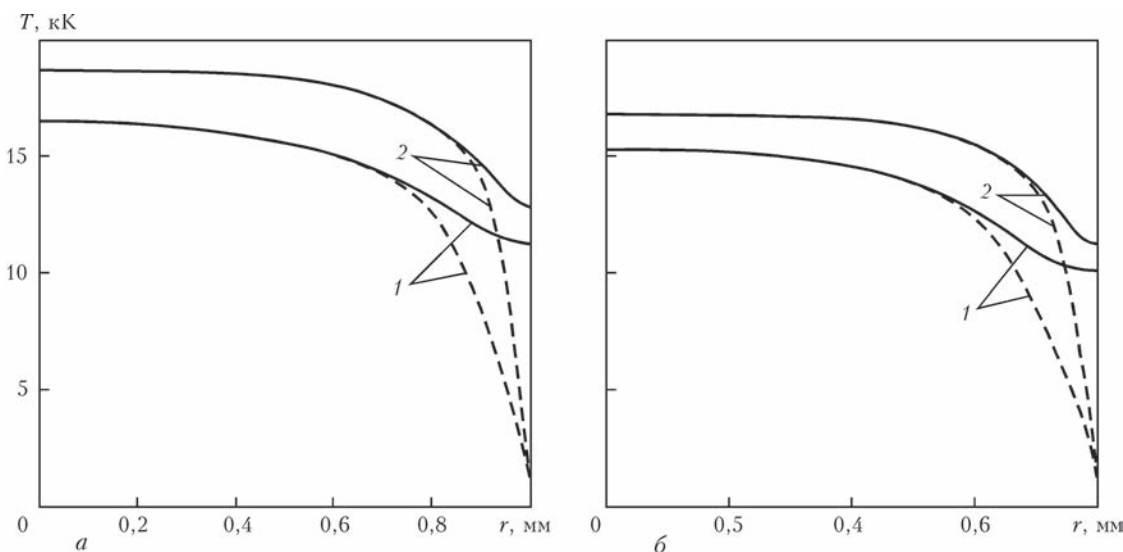


Рис. 3. Радиальные распределения температуры электронов (сплошные кривые) и тяжелых частиц (штриховые кривые) дуговой плазмы в канале сопла плазмотрона: а — $R = 1$ мм; $G = 2$ л/мин; 1 — $I = 50$ А, 2 — 100 А; б — $R = 2$ мм; $G = 5$ л/мин; 1 — $I = 100$ А, 2 — 200 А

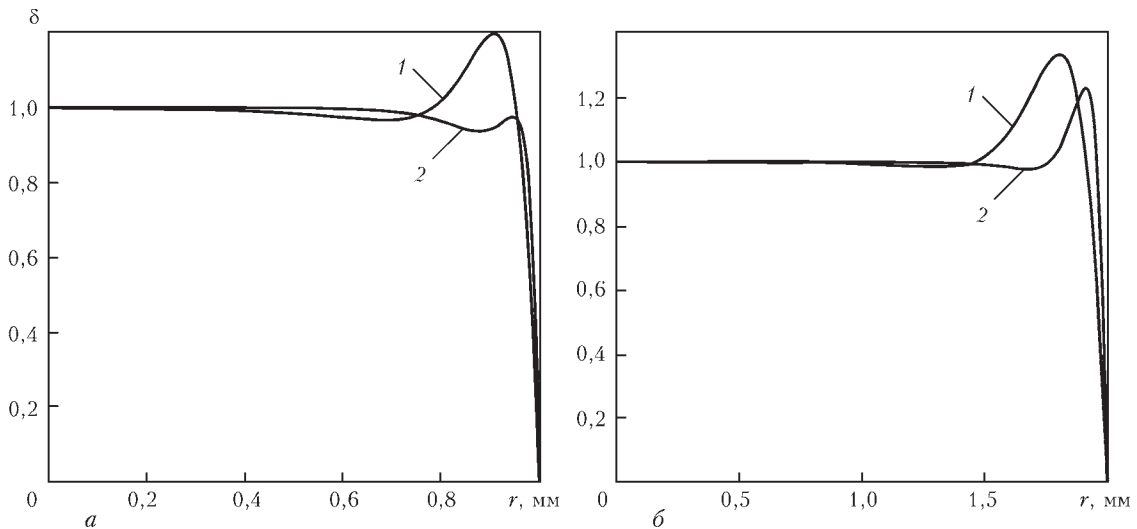


Рис. 4. Радиальные распределения степени ионизационной неравновесности дуговой плазмы в канале сопла плазматрона: а — $R = 1$ мм; $G = 2$ л/мин; 1 — $I = 50$ А, 2 — 100 А; б — $R = 2$ мм; $G = 5$ л/мин; 1 — $I = 100$ А, 2 — 200 А

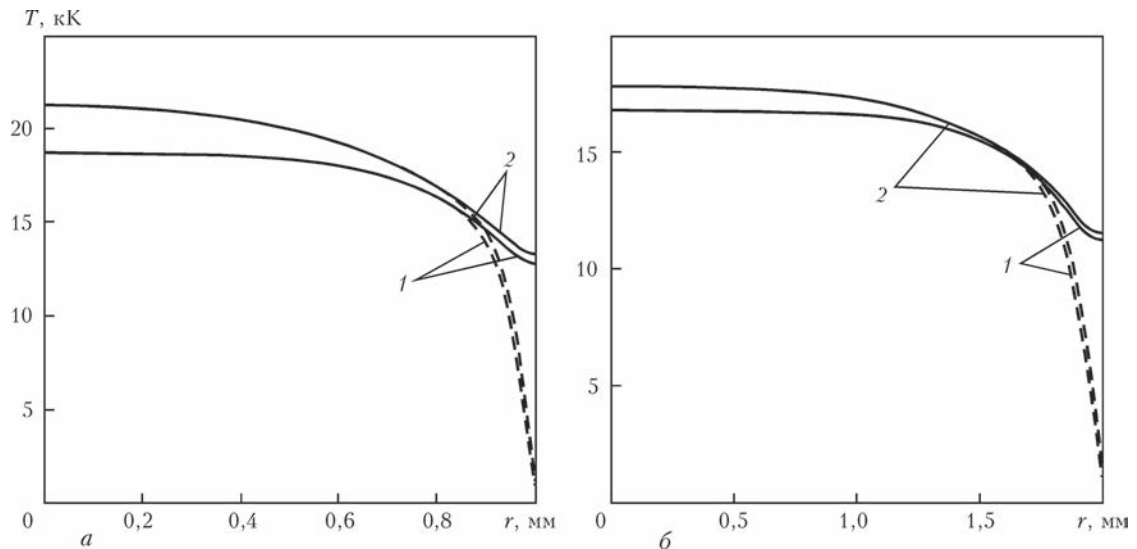


Рис. 5. Радиальные распределения температуры электронов (сплошные кривые) и тяжелых частиц (штриховые кривые) дуговой плазмы в канале сопла плазматрона: а — $R = 1$ мм; $G = 2$ л/мин; $I = 100$ А; б — $R = 2$ мм; $G = 5$ л/мин; $I = 200$ А; 1 — 3-х, 2 — 4-х компонентная плазма

вначале несколько увеличивается, а затем, по мере приближения к стенке канала, резко падает (концентрация электронов на границе слоя пространственного заряда оказывается на два-три порядка меньше равновесной). Важным обстоятельством здесь является то, что при рассматриваемых параметрах системы области ионизационной и термической неравновесности плазмы практически совпадают, а их размер снижается с увеличением I и уменьшением R (см. рис. 3, 4). Здесь следует отметить, что для выбранных значений тока дуги и радиуса канала размер области термической и ионизационной неравновесности дуговой плазмы в канале сопла плазматрона составляет 20...35 % величины R .

С повышением температуры плазмы столба дуги в канале сопла при увеличении I (уменьшении R) существенный вклад в формирование ее характеристик начинают вносить двухзарядные

ионы, наличие которых может быть учтено в рамках модели четырехкомпонентной плазмы. На рис. 5 показано сравнение расчетных распределений температуры электронов и тяжелых частиц дуговой плазмы по сечению канала, полученных при использовании моделей трех- и четырехкомпонентной плазмы. Как следует из представленных результатов расчета, температуры компонент плазмы в столбе дуги, вычисленные с учетом двухзарядных ионов, заметно превышают соответствующие значения для трехкомпонентной плазмы, при этом плазма столба дуги остается практически равновесной. В пристеночной области отмеченное различие уменьшается, вплоть до практически полного совпадения температур (отдельно для электронов и для тяжелой компоненты плазмы). Причиной этого является снижение роли двухзарядных ионов вблизи стенки канала, кон-

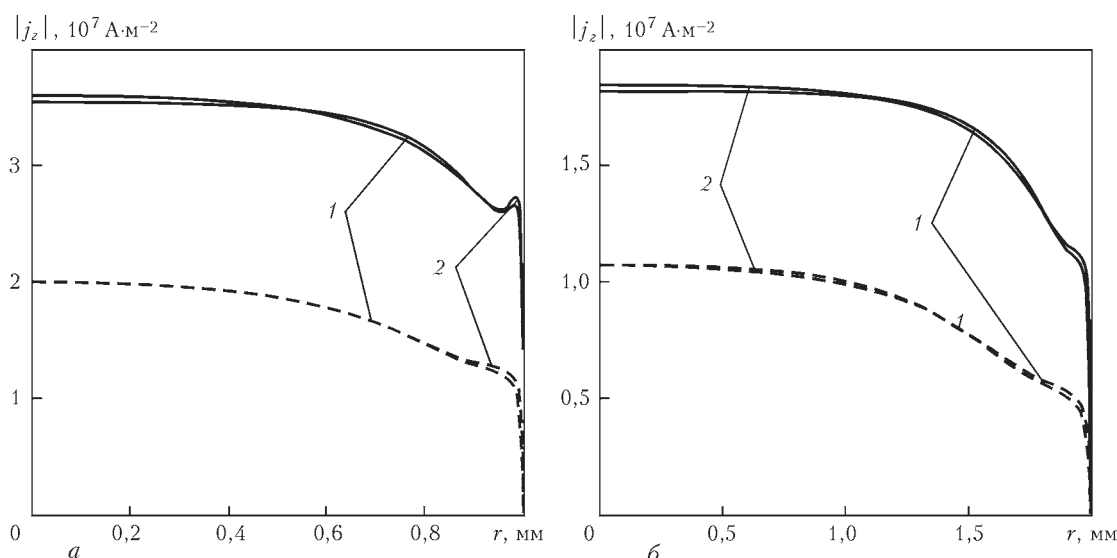


Рис. 6. Радиальные распределения плотности электрического тока для дуги в канале сопла плазматрона: *a* — $R = 1$ мм; $G = 2$ л/мин; $I = 50$ А (штриховые), 100 А (сплошные кривые); *б* — $R = 2$ мм; $G = 5$ л/мин; $I = 100$ А (штриховые), 200 А (сплошные кривые); 1 — 3-х, 2 — 4-х компонентная плазма

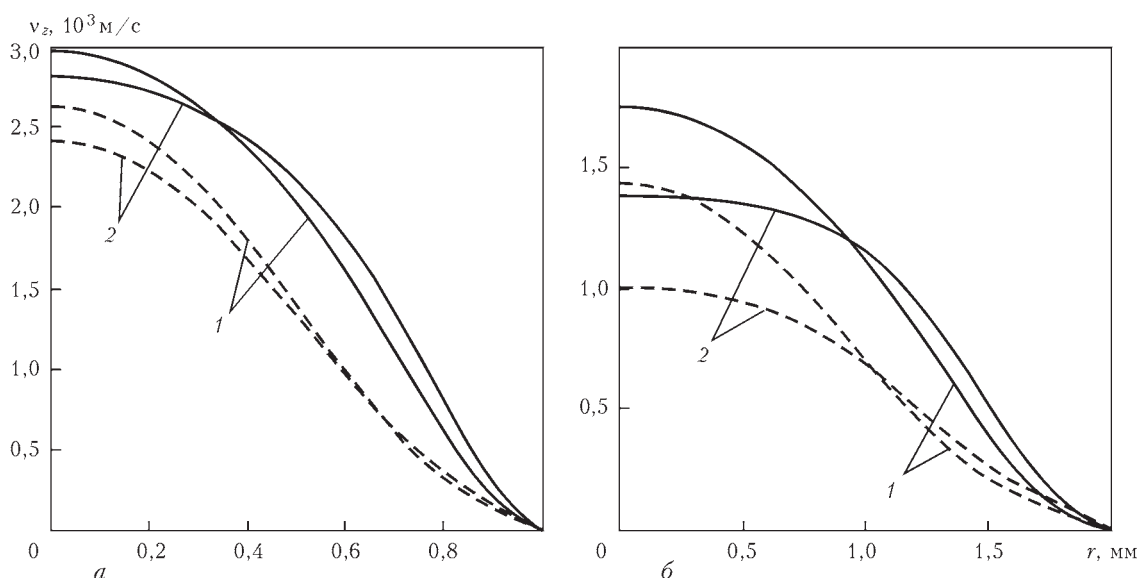


Рис. 7. Радиальные распределения среднемассовой скорости дуговой плазмы в канале сопла плазматрона: *a* — $R = 1$ мм; $G = 2$ л/мин; $I = 50$ А (штриховые), 100 А (сплошные кривые); *б* — $R = 2$ мм; $G = 5$ л/мин; $I = 100$ А (штриховые), 200 А (сплошные кривые); 1 — 3-х; 2 — 4-х компонентная плазма

центрация которых оказывается здесь пренебрежимо малой.

На рис. 6 представлены расчетные зависимости радиальных распределений абсолютных значений аксиальной компоненты плотности электрического тока для дуги в канале. Наряду с очевидным увеличением плотности тока с ростом I и уменьшением R (см. также [7, 8]) можно отметить локальное повышение $|j_z|$ вблизи стенки канала, которое наиболее ярко проявляется при больших токах и малых радиусах канала (см. сплошные кривые на рис. 6, *a*) и обусловлено увеличением аксиальной компоненты скорости электронов в предслое плазмы за счет снижения частоты их соударений с тяжелыми частицами. Отличие же результатов расчета плотности элек-

трического тока в рамках моделей 3-х и 4-х компонентной плазмы оказывается практически не существенным.

Рассмотрим влияние тока дуги, радиуса канала и расхода плазмообразующего газа на радиальное распределение аксиальной компоненты среднемассовой скорости

$$v_z = \frac{\sum_{\alpha=n,i+,i++} m_{\alpha} n_{\alpha} v_{\alpha}^z}{\sum_{\alpha=n,i+,i++} m_{\alpha} n_{\alpha}}$$

дуговой плазмы в канале. Скорость плазмы на оси канала практически пропорционально увеличивается с ростом отношения расхода плазмообразующего газа к площади поперечного сечения канала (см. также [7]) и в меньшей степени — с увеличением тока дуги. Разница между значениями v_z , рассчитанными в рамках моделей трех- и четы-

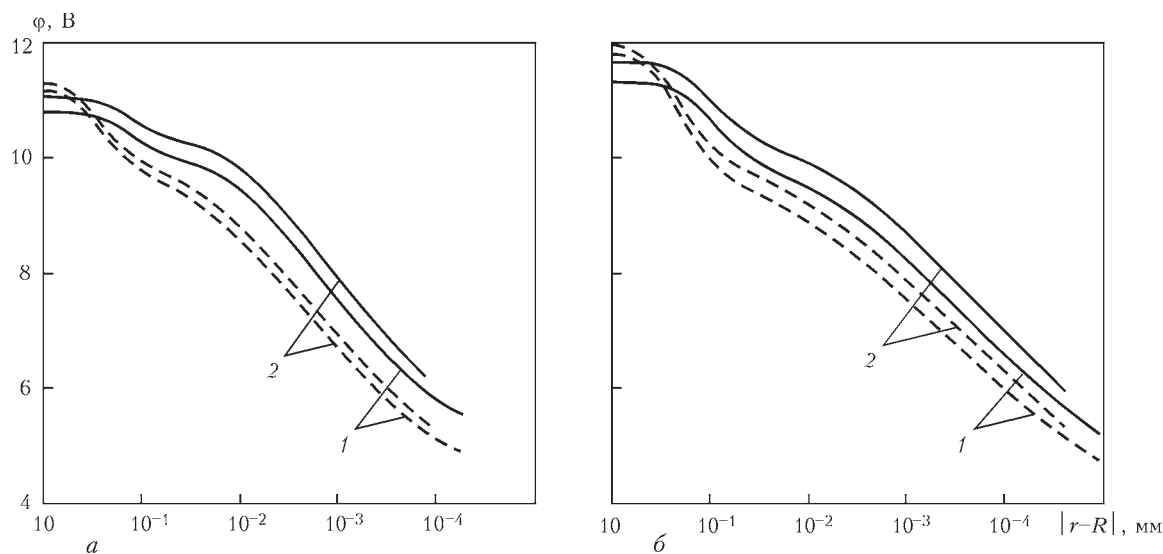


Рис. 8. Радиальные распределения электрического потенциала дуговой плазмы в канале сопла плазматрона: а — $R = 1$ мм; $G = 2$ л/мин; $I = 50$ А (штриховые), 100 А (сплошные кривые); б — $R = 2$ мм; $G = 5$ л/мин; $I = 100$ А (штриховые), 200 А (сплошные кривые); 1 — 3-х; 2 — 4-х компонентная плазма

рехкомпонентной плазмы, в отличие от $|j_z|$, оказывается существенной (см. рис. 7) и проявляется, в основном, в столбе дуги. При этом величина v_z для трехкомпонентной плазмы в приосевой зоне столба дуги превышает соответствующие значения в случае четырехкомпонентной плазмы, а в пристеночной области — наоборот. Данный эффект связан с более высокими значениями коэффициента вязкости для четырехкомпонентной плазмы по сравнению с трехкомпонентной.

Перейдем теперь к рассмотрению распределения электрического потенциала дуговой плазмы по сечению канала (см. рис. 8). Как следует из расчетных данных, представленных на этом рисунке, потенциал плазмы на оси канала превышает потенциал стенки, условно принятый за ноль, на величину 11...12 В, причем в случае использования модели четырехкомпонентной плазмы расчетные значения потенциала на оси столба дуги оказываются несколько выше, чем при использовании модели трехкомпонентной плазмы. Необходимо отметить, что указанные значения разности потенциалов между осью дуги и стенкой канала являются суммой падений напряжения в столбе дуги и предслое плазмы с вычисленным по формуле (29) падением напряжения в слое пространственного заряда, соответствующие значения ко-

торого приведены в таблице. Там же приведены значения такой важной с практической точки зрения характеристики, как тепловой поток из плазмы на стенку канала, рассчитанные по формуле (31).

Верификация модели. Рассмотрим адекватность разработанной модели процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда в неравновесной плазме электрической дуги в канале сопла плазматрона путем сравнения расчетных результатов, полученных в рамках модели трехкомпонентной дуговой плазмы, с имеющимися экспериментальными данными [8]. Расчет характеристик дуговой плазмы проводился при параметрах системы, соответствующих условиям проведения экспериментов [8], а именно: ток дуги $I = 40...200$ А; радиус канала $R = 2,5$ мм; объемный расход плазмообразующего газа (Ar) $G = 0,07$ л/мин; температура стенки канала $T_w = 500$ К. Результаты расчета радиальных распределений температуры электронов и тяжелых частиц, концентрации электронов плазмы, а также зависимости напряженности продольного электрического поля от тока дуги представлены на рис. 9. Как следует из сравнения расчетных значений температуры и концентрации электронов с приведенными на этом же рисунке экспериментальными данными наблюдается вполне

Тепловой поток из плазмы на стенку канала и падение потенциала в слое пространственного заряда

I, A R, mm		50		100		200	
		3-комп.	4-комп.	3-комп.	4-комп.	3-комп.	4-комп.
1 ($G = 2$ л/мин)	$q_w, (MBT/m^2)$	2,115	2,184	11,73	13,14	-	-
	$\Delta\phi_s, (B)$	4,46	4,57	5,10	5,31	-	-
2 ($G = 5$ л/мин)	$q_w, (MBT/m^2)$	-	-	0,260	0,221	1,614	1,448
	$\Delta\phi_s, (B)$	-	-	4,00	4,08	4,45	4,60

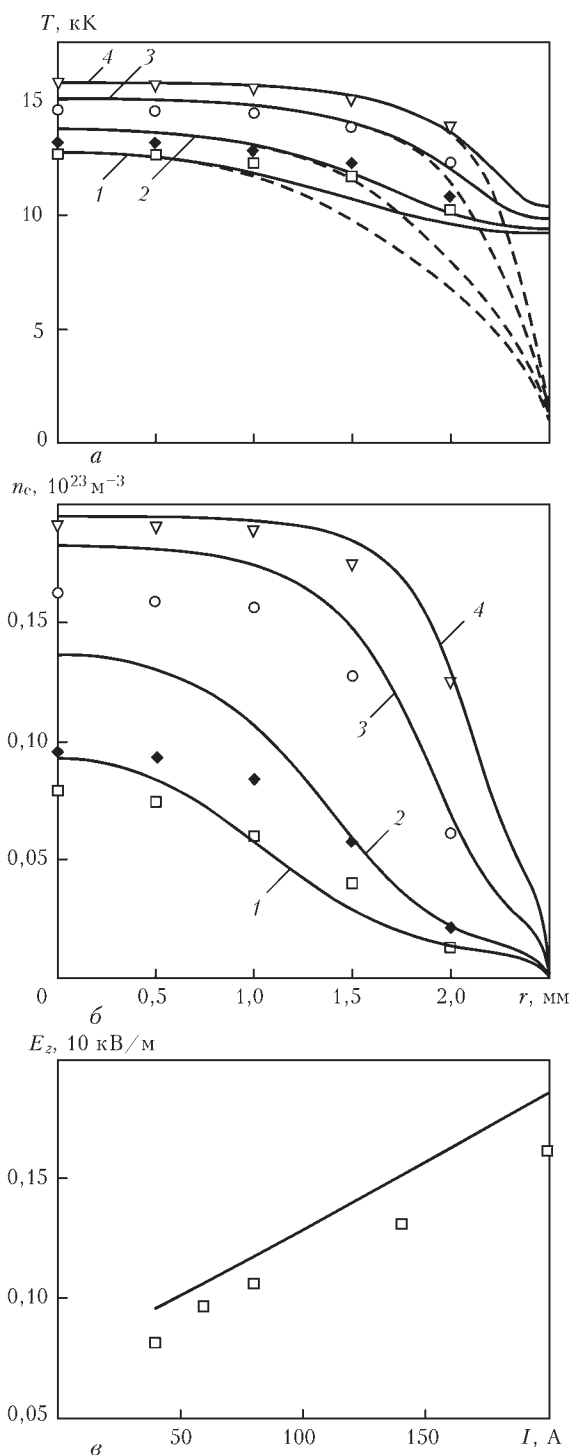


Рис. 9. Сравнение расчетных данных (сплошные кривые) с экспериментальными (маркеры) для дуги в канале радиусом 2,5 мм, продуваемом потоком Ar с расходом 0,07 л/мин, при токах 60 А (–), 80 А (+), 140 А (о), 200 А (Δ): а — радиальные распределения температуры электронов; б — радиальные распределения концентрации электронов; в — зависимость аксиальной компоненты электрического поля от тока дуги

удовлетворительное их соответствие (максимальные относительные погрешности составляют 5 и 35 % соответственно). Максимальная относительная погрешность при сравнении расчетных значений аксиальной компоненты электрического поля с экспериментальными не превышает 10 %. Это

свидетельствует о достаточно высокой достоверности результатов, получаемых с помощью предложенной модели.

Выводы

Проведенный на основе предложенной математической модели неравновесной плазмы электрической дуги в асимптотической области канала, продуваемого ламинарным потоком инертного газа, численный анализ характеристик аргоновой дуги в канале сопла плазмотрона прямого действия при различных значениях тока дуги, радиуса канала и расхода плазмообразующего газа позволяет сделать следующие выводы:

1. Результаты расчетов характеристик рассматриваемой плазмы в рамках дрейфово-диффузионного приближения практически совпадают с результатами моделирования на основе полной системы многожидкостных уравнений (при учете конвективных членов), что позволяет рекомендовать такой упрощенный подход для моделирования процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда в неравновесной дуговой плазме.

2. Расчеты характеристик плазмы аргоновой дуги в канале сопла плазмотрона при значениях тока дуги и радиуса канала в диапазоне $I/R > 50$ А/мм требуют учета присутствия в плазме двухзарядных ионов. Такой учет позволяет также рассчитывать характеристики плазменной дуги при воздействии на нее сфокусированного пучка излучения CO_2 -лазера, распространяющегося вдоль оси канала, в условиях гибридной лазерно-плазменной сварки.

3. Расчеты показали, что, в отличие от центральных областей канала, где дуговая плазма является практически равновесной, плазма в пристеночной области оказывается существенно неравновесной, причем как термически, так и ионизационно. Кроме того, потенциал стенки канала оказывается существенно ниже соответствующего значения потенциала дуговой плазмы на оси канала. Соответствующая разность потенциалов может составлять 11...12 В в зависимости от выбранных значений тока дуги, радиуса канала и расхода плазмообразующего газа.

4. Сравнение результатов моделирования характеристик неравновесной плазмы аргоновой дуги в канале сопла плазмотрона с имеющимися экспериментальными данными показало вполне удовлетворительное их соответствие, что свидетельствует об адекватности предложенной математической модели.

Данная работа выполнена при финансовой поддержке в рамках программы иностранных экспертов в КНР № WQ20124400119, проекта научно-исследовательской инновационной группы

провинции Гуандун (КНР) № 201101C0104901263 и международного проекта Министерства науки и техники КНР № 2013DFR70160.

1. Meier E.T., Shumlak U. A general nonlinear fluid model for reacting plasma-neutral mixtures // Physics of Plasma. – 2012. – 19. – 072508 (11 p).
2. Benilov M.S. The ion flux from a thermal plasma to a surface // J. Phys. D: Appl. Phys. – 1995. – 28. – P. 286–294.
3. Benilov M.S., Marotta A. A model of the cathode region of atmospheric pressure arcs // Ibid. – 1995. – 28. – P. 1869–1882.
4. Almeida M.S., Benilov M.S., Naidis G.V. Simulation of the layer of non-equilibrium ionization in a high-pressure argon plasma with multiply-charged ions // Ibid. – 2000. – 33. – P. 960–967.
5. Almeida N.A., Benilov M.S., Naidis G.V. Unified modelling of near-cathode plasma layers in high-pressure arc discharges // Ibid. – 2008. – 41. – 245201 (26 p).
6. Investigating near-anode plasma layers of very high-pressure arc discharges / N.A. Almeida, M.S. Benilov, U. Hechtfisher et al. // Ibid. – 2009. – 42. – 045210 (11 p).
7. Низкотемпературная плазма / В.С. Энгельшт, В.Ц. Гурович, Г.А. Десятков и др. – Новосибирск: Наука, 1990. – Т.1. Теория столба электрической дуги. – 376 с.
8. A two-dimensional nonequilibrium model of cascaded arc plasma flows / J.J. Beulens, D. Milojevic, D.C. Schram et al. // Phys. Fluids B. – 1991. – 3(9). – P. 2548–2557.
9. Игнатов А.В., Семенов И.Л. Характеристики неравновесной дуговой плазмы в канале сопла плазматрона // Труды VIII Международной конференции молодых ученых «Сварка и родственные технологии», Ворзель, 2015.
10. Benilov M.S. Multifluid equations of a plasma with various species of positive ions and the Bohm criterion // J. Phys. D: Appl. Phys. – 1996. – 29. – P. 364–368.
11. Manteuffel T.A., White A.B. The Numerical solution of second-order boundary value problems on nonuniform meshes // Mathematics of computation. – 1986. – 47. – P. 511–535.

Поступила в редакцию 24.09.2015

ВОСЬМАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»

Украина, Одесса, отель «Курортный» (www.inkurort.com)
19 – 23 сентября 2016 г.



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

Тематика конференции

Математическое моделирование:

- ♦ физических явлений, определяющих эффективность и распределение тепловложений при сварочном нагреве;
- ♦ процесса переноса металла при сварке;
- ♦ образования и гидродинамики сварочной ванны при сварке плавлением сплошных и пористых материалов;
- ♦ кристаллизации сварочной ванны, химического состава зоны проплавления и образования химической неоднородности;
- ♦ кинетики микроструктурных изменений при одно- и многопроходной сварке;
- ♦ зависимости химический состав — микроструктура — механические свойства;

- ♦ транспорта водорода в сварных соединениях;
- ♦ оценки риска образования холодных (водородных) трещин;
- ♦ остаточных напряжений и деформаций при многопроходной сварке с учетом изменений микроструктуры металла;
- ♦ деградации свойств материала сварных соединений под воздействием высоких температур, химически агрессивных сред и ядерного облучения;
- ♦ процесса идентификации дефектов в сварных соединениях при неразрушающих методах испытаний
- ♦ кинетики деформационных процессов в температурных интервалах образования горячих трещин.

Информационные технологии в сварке, наплавке и нанесении покрытий.

Рабочие языки конференции — украинский, русский, английский. Для участия в конференции необходимо заполнить регистрационную карточку и направить ее в Оргкомитет до 21 июня 2016 г. К началу конференции будут изданы тезисы докладов. Требования к оформлению тезисов. Текст следует набирать на одном из рабочих языков в редакторе WORD (кегль 12, через 1,5 интервала). Объем тезисов — 1 страница.

Основные даты

Подача заявок на участие и тезисов докладов до 21.06.2016 г. Рассылка второго информационного сообщения до 01.07.2016 г. Рассылка приглашений на конференцию и подтверждение участия до 15.07.2016 г. Оплата организационного взноса производится на основании счетов Оргкомитета или непосредственно во время проведения конференции.

Оргкомитет

Украина, 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
Тел./факс: (38044) 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua, romanova@paton.kiev.ua
<http://pwi-scientists.com/rus/mmi2016> | www.patonpublishinghouse.com

МОДЕЛИРОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА МЕТАЛЛА ВАННЫ ПРИ ДУГОВЫХ СПОСОБАХ СВАРКИ

В.В. ГОЛОВКО, Л.А. ТАРАБОРКИН

ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03860, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича (Боженко), 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Важной задачей в настоящее время является создание на основе системного подхода комплексного расчетного алгоритма для численного прогнозирования образования и роста неметаллических включений в металле шва, одним из существенных блоков которого является расчетная оценка химического состава металла ванны при дуговых способах сварки, представляющая интерес и рассматриваемая в настоящей работе. Предложен метод расчета состава металлического расплава сварочной ванны при дуговой сварке. Разработанная методика базируется на моделировании термодинамики межфазного взаимодействия в системе «металл–шлак–парогазовая фаза» в диапазоне температур, характерном для существования сварочной ванны при дуговых способах сварки. Прогнозируемый состав металлического расплава может служить исходной базой для моделирования содержания, размеров, морфологии и химического состава неметаллических включений в металле сварных швов. Библиогр. 11, табл. 3, рис. 3.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварочная ванна, расплав, термодинамика, включения, шлак, химический состав, моделирование, прогнозирование

Выдающимся достижением XX века в области черной металлургии стало создание высокопрочных низколегированных (ВНПЛ) сталей. Оптимальное сочетание механических свойств и экономичности изготовления этих сталей обусловило бурное их развитие и широкое внедрение [1, 2]. Возможность достижения такого сочетания обеспечивается, в частности, за счет использования процессов рафинирования и экономного микролегирования [3].

Основные усилия металлургов были направлены на получение металла с более измельченной структурой зерен, так как именно размер зерна является одним из самых существенных факторов, определяющих служебные свойства низколегированных сталей [4].

Тот опыт работ по изучению особенностей влияния неметаллических включений на условия формирования структуры низколегированных сталей и уровень их служебных свойств, который привел к созданию промышленных технологий производства современных конструкционных сталей, свидетельствует об актуальности исследований влияния неметаллических включений на структуру и механические свойства металла сварных швов низколегированных сталей повышенной и высокой прочности [5, 6].

В связи с этим представляется важной и интересной задача создания на основе системного подхода комплексного расчетного алгоритма для численного прогнозирования образования и роста неметаллических включений в металле шва, одним из существенных блоков которого является расчетная оценка химического состава металла ванны при дуговых способах сварки, представляющая безусловный самостоятельный интерес, и рассматриваемая в настоящей работе.

Сварка под флюсом является одним из самых сложных процессов для комплексного описания картины причинно-следственных связей в системе «состав–структура–свойства». В формировании металла шва принимают участие все известные в настоящее время агрегатные состояния материи: твердое вещество, жидкость, газовая фаза и плазма. Металлургические реакции в этих фазах и на межфазных границах протекают в диапазоне температур примерно от 1000 до 10000 К. Длительность указанных реакций составляет от 10^{-6} с до нескольких секунд. В процессе сварки содержание компонентов в отдельных фазах может существенно изменяться. Наличие высокоградиентных температурных и концентрационных полей, характерных для сварочных процессов, накладывает существенный отпечаток на характер протекающих взаимодействий. Дополнительные слож-

В этом номере представлено несколько статей (с. 14–41, 53–55, 69–70), подготовленных сотрудниками отдела «Физико-химические процессы в сварочной дуге» ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, посвященные памяти создателя и бессменному руководителю отдела, академику Игорю Константиновичу Походне. Статьи освещают развитие некоторых научных идей и технологических подходов к решению проблем обеспечения высокого качества сварочных материалов, которые характерны для разработок ИЭС. Эти направления остаются приоритетными для тематики отдела и в настоящее время.

© В.В. Головкин, Л.А. Тараборкин, 2016

ности, связанные с моделированием процесса формирования неметаллических включений, вызваны тем, что основная масса включений образуется в расплавленном металле сварочной ванны [7], в то время как при расчетах их характеристик используется информация о химическом составе закристаллизовавшегося металла. При этом не учитывается изменение содержания легирующих и примесных элементов в стали в результате взаимодействия между металлической и шлаковой фазами на протяжении всего времени существования расплава, которое может оказывать существенное влияние на содержание и химический состав включений [8]. Для получения объективной информации о составе, морфологии и размерах неметаллических включений необходимо проводить расчетную оценку, исходя из данных о сварочной ванне, т. е. о составе металла в температурном диапазоне выше температуры начала его кристаллизации.

С целью упрощения поставленной задачи используется постадийный метод изучения особенностей металлургии сварки под флюсом. Для этого принято условное схематическое разделение процесса формирования металла шва на три зоны: зона реакций на стадии капель (от температуры кипения железа 3134 до 10000 K), зона реакций в области высоких температур (от 2500 до 3134 K) и зона реакций в области низких температур (от 1800 до 2500 K).

В соответствии с описанным разделением были сформированы три основные расчетные схемы, использованные для исследования металлической, шлаковой и газовой фаз соответственно.

На сегодня единственным широко доступным методом расчета активностей в металлической фазе, обеспеченным числовыми значениями параметров для большинства используемых в металлургии элементов является метод (разложения) Вагнера [9], поэтому он был выбран в качестве базового.

Однако метод Вагнера не включает термодинамических требований к уравнению состояния. В то же время теория субрегулярных растворов (ТСР), представляя достаточно простую модель, удовлетворяющую определенным термодинамическим требованиям, и имея значительные преимущества при описании многокомпонентных систем, не обеспечена численными значениями параметров.

Совместное использование ТСР с расчетом коэффициентов распределения по параметрам взаимодействия Вагнера в термодинамической модели распределения элементов между металлом, шлаком и газовой фазой обеспечивает более высокую

корреляцию расчетных и экспериментальных данных во всей области составов.

Для расчета активностей в шлаковой фазе наилучшей представляется модель коллективизированных электронов А.Г. Пономаренко, в которой шлаки рассматриваются как раствор, компонентами которого являются элементы Периодической системы, что позволяет вычислять их активности независимо. Поэтому для расчетного моделирования системы металл–шлак была использована методика оценки термодинамических функций шлака как фазы с коллективизированными электронами (метод коллективизированных электронов, МКЭ) [10], полностью обеспеченный всеми необходимыми численными параметрами и позволяющий рассчитывать активности компонентов шлаковой фазы, а также самым общим образом учитывать нестехиометричность всех фаз.

Для расчета газовой фазы использовали расчетный реактор термодинамического равновесия (TER), спроектированный для вычисления химического равновесия в многокомпонентных гетерогенных системах [11]. В основе алгоритма программы реактора термодинамического равновесия лежит общий принцип максимума энтропии S для вычисления химического и фазового состава, а соответствующая программа работает в составе пакета программ Chemical WorkBench (компания «Кинетические технологии», Россия, Москва). Согласно указанному принципу, равновесное состояние характеризуется однородным распределением термодинамических параметров в рассматриваемом объеме, а химический состав соответствует максимуму вероятности распределения энергетических уровней для макрочастиц:

$$S = S_{\max} \text{ при } M_j = \text{const}; U = \text{const}; v = \text{const},$$

где M_j — масса j -го химического элемента; U — функция внутренней энергии; v — удельный объем.

Соответствующие уравнения состояния для расчетных параметров термодинамического равновесия выводятся исходя из того, что энтропия многокомпонентной системы складывается из энтропии различных отдельных компонентов и фаз: компонентов типа нейтрального газа и ионов, обладающих свойствами идеального газа; компонентов, образовавших чистые конденсированные фазы (твердое или жидкое состояние) и конденсированные растворы. В частности, энтропия газовой фазы определяется по формуле

$$S_g = \sum_{i=1}^k \left(S_i^0 - R \ln \frac{RT}{p} M_i \right) M_i,$$

где S_i^0 — стандартная абсолютная энтропия; M_i — число молей i -го компонента на 1 кг системы; $p = RTM_i/v$ — давление i -го компонента.

Энтропия компонентов, образующих отдельную чистую конденсированную фазу в соответствии с принципом аддитивности, равна

$$S_c = \sum_{n=1}^{N_c} S_n^0 M_n,$$

где S_n^0 — энтропия конденсированной фазы на один моль вещества; M_n — число молей на 1 кг конденсированной фазы; N — общее число отдельных конденсированных фаз.

Параметры равновесного состояния находятся как значения всех переменных исследуемой системы, включая число молей компонентов, при условии максимума энтропии и дополнительных ограничений на параметры, налагаемые законами сохранения массы. Процедура вычисления искомых параметров основана на методе Лагранжа с использованием метода Ньютона–Рафсона решения системы нелинейных уравнений [11].

Разработанная расчетная схема позволяет численно оценить массовые доли легирующих элементов в сварочной ванне и металле сварного шва при дуговой сварке под флюсом на основе сведений о химическом составе флюса, проволоки и свариваемой стали.

Входными параметрами выступают такие величины:

- химический состав флюса, представленный в оксидно-солевом виде, причем предполагается, что начальный состав шлаковой системы совпадает с составом флюса и содержит все или некоторые из перечисленных компонентов: SiO_2 , Al_2O_3 , CaF_2 , MgO , MnO , TiO_2 , CaO , сумма процентных содержаний которых должна равняться 100 %;

- массовые доли легирующих компонентов Si, Ti, Mn, Al (%), а также кислорода в стали и сварочной проволоке;

- доля участия основного металла в металле сварочной ванны;

- температурные характеристики рассматриваемого процесса.

Соответствующие выходные (результатные) переменные расчета:

- массовая доля кислорода (%) в сварочной ванне;

- массовые доли легирующих элементов Si, Ti, Mn, Al (%) в сварочной ванне;

- массовые доли легирующих элементов Si, Ti, Mn, Al (%) в металле сварного шва.

Таким образом, алгоритм расчетной оценки содержит следующие этапы (рис. 1):

1) определение по расчетному реактору термодинамического равновесия содержания кислорода в газовой фазе, который поступил в результате реакций между шлаком и сварочной дугой. Особенностью данного этапа является то, что среди фор-

мально термодинамически возможных продуктов химических реакций на стадии капли программа Chemical WorkBench выдает значительное число таких, которые на практике (ввиду чрезвычайно малых соответствующих содержаний) можно не учитывать в дальнейших расчетах, поэтому полученный список продуктов реакции подвергается ревизии и соответствующему существенному сокращению;

2) расчет содержания кислорода [O] в сварочной ванне, для чего к полученному в п.1 значению необходимо сначала добавить долю, поступающую из проволоки (получившаяся промежуточная сумма соответствует содержанию кислорода в капле), а затем прибавить к вычисленному значению содержание кислорода в основном металле с учетом доли участия основного металла в формировании сварного шва. Как правило, результирующее значение [O] не превышает 0,1 мас. %, и поэтому его можно приравнять к активности кислорода $[a_O]$ в сварочной ванне;

3) расчет содержания кислорода в шлаке, для чего достаточно рассчитать активность кислорода (a_O) в шлаке по МКЭ согласно работе [10];

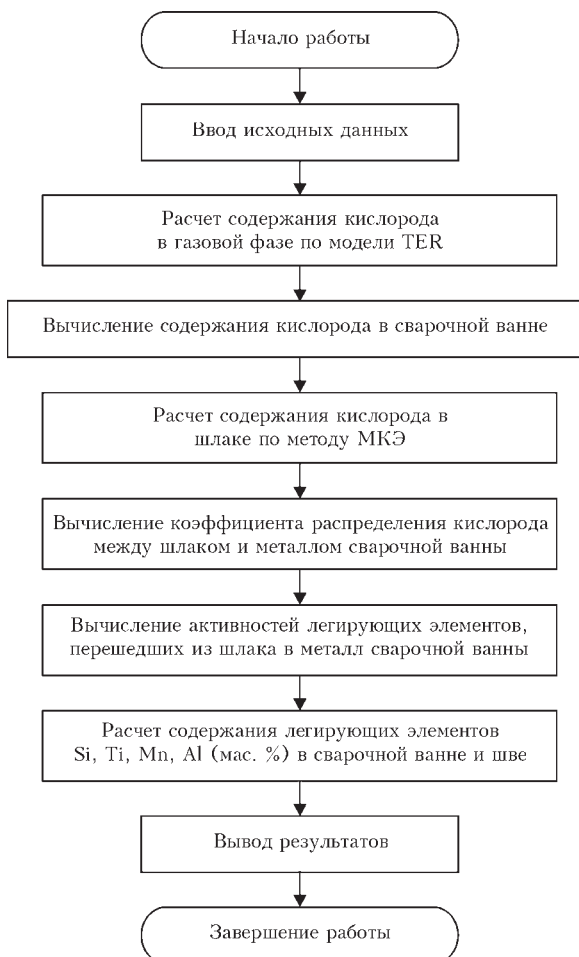


Рис. 1. Блок-схема алгоритма программы расчета химического состава металла ванны при дуговых способах сварки

4) определение коэффициента распределения кислорода L_O между шлаком и металлом сварочной ванны по формуле $L_O = (a_O)/[a_O]$;

5) вычисление активности легирующих элементов $[a_{Me}]$, перешедших из шлака в металл сварочной ванны по формуле $[a_{Me}] = (a_{Me})/L_{Me}$, где для простоты можно принять, что коэффициенты распределения легирующих элементов между шлаком и сварочной ванной L_{Me} приблизительно равны найденному в п. 4 коэффициенту L_O ;

б) расчет содержания каждого легирующего элемента Si, Ti, Mn, Al (мас. %) в сварочной ванне и шве как сумму его содержаний в капле, в основном металле (с учетом доли его участия) и легирующих, перешедших из шлаковой фазы (см. п.5).

Компьютерную реализацию описанного алгоритма выполнили в объектно-ориентированной среде визуального программирования Delphi 7. Созданная компьютерная программа работает под управлением операционной системы Windows XP.

После запуска программа выводит на экран монитора форму (рис. 2), которая содержит поля и таблицы для ввода и вывода данных, приведенных в описании алгоритма. Программа позволяет выполнять многовариантные вычисления для фиксированного набора значений входных переменных, поскольку допускает выполнение нового расчета без полной очистки всей формы, т. е. после изменения лишь некоторых (даже одного) из введенных значений. Проверку адекватности разработанной расчетной оценки проводили при дуговой сварке агломерированными флюсами, состав которых был построен на шлаковой системе $MgO-SiO_2-Al_2O_3-CaF_2$; схема формирования сварного шва, используемая для оценки доли участия основного металла в металле сварочной ванны, приведена на рис. 3.

За счет изменения соотношения MgO/SiO_2 изменяли кислородный потенциал флюсов с целью исследования возможности прогнозирования его влияния на условия формирования неметаллических включений.

Сварку под флюсом выполняли в сочетании со сварочной проволокой Св-08ГА диаметром 4 мм в соответствии с требованиями ISO 14 171:2000.

В ходе экспериментов изготавливали стыковые соединения из низколегированной стали марки 10ХСНД толщиной 25 мм с разделкой кромок под

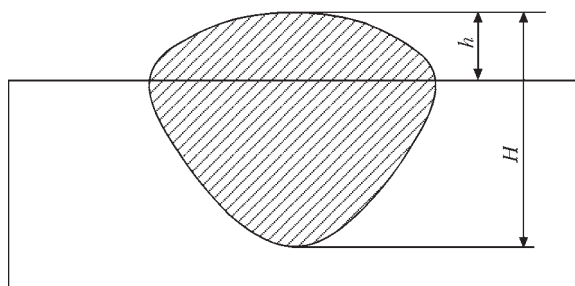


Рис. 3. Схема формирования сварного шва

Рис. 2. Окно программы для численного моделирования перехода легирующих элементов в сварочную ванну и шов при сварке под флюсом

углом 60° и зазором в корне шва 20 мм. Из металла последнего прохода, который был расположен по середине верхнего слоя, вырезали темплеты для изготовления шлифов для металлографических исследований.

Металлографические исследования проводили на поперечных шлифах, вырезанных из сварных соединений. Количественный анализ неметаллических включений и определение общей загрязненности шва включениями выполняли с помощью оптического микроскопа NEOPHOT-30 (Carl Zeiss Jena, Германия), оснащенного цифровой фотокамерой высокого разрешения. В частности, распределение включений по размерам определяли по снимкам, размер которых составлял 2592×1944 пикселя. По заданной программе выполняли подсчет количества включений в каждом образце по размерным группам — от минимального размера до максимального. Анализ химического состава неметаллических включений выполняли на электронном микроскопе JSM-35 (Япония) с помощью энергодисперсионного спектрометра INCA-350 (Великобритания) «по точкам» с целью устранения фонового излучения.

Составы (в массовых долях, %) экспериментальных флюсов (табл. 1; всего было 20 вариантов) рассчитали в соответствии с оптимальным математическим планом эксперимента. Значения их основностей вычисляли по формуле

Таблица 1. Составы использованных в исследовании флюсов и их основности

Номер флюса	MgO	Al_2O_3	SiO_2	CaF_2	BI
3	40	30	15	15	1,83
9	20	35	20	25	1,20
14	20	40	25	15	0,78
19	35	40	0	25	3,00
20	35	0	40	25	1,50

Таблица 2. Расчетное (в сварочной ванне) и экспериментальное (в металле шва) содержание элементов

Номер флюса	Экспериментальные данные, мас. %				Расчетные данные, мас. %			
	O	Mn	Al	Si	O	Mn	Al	Si
3	0,035	0,71	0,0108	0,637	0,1426	1,1474	0,2025	0,8445
9	0,029	0,67	0,0128	0,668	0,0548	1,1904	0,3877	0,675
14	0,046	0,65	0,0154	0,676	0,0618	1,1904	0,4312	0,7145
20	0,028	0,63	0,008	0,688	0,0581	1,1818	0,4059	0,868
19	0,024	0,75	0,0182	0,583	0,337	1,1732	0,002	0,4831

$$BI = \frac{MgO + CaF_2}{SiO_2 + 0,5Al_2O_3}.$$

В табл. 2 приведены результаты сопоставления расчетных содержаний кислорода и легирующих в металле шва с данными по их определению в образцах наплавленного металла, которые были получены при сварке под опытными флюсами. Для справки содержание этих элементов приведено в табл. 3.

Наблюдаемые различия между расчетными и экспериментальными данными обусловлены процессами образования неметаллических включений в металле сварного шва в двухфазной зоне, расположенной в междендритных объемах, при температурах ниже температуры равновесной кристаллизации. Кроме того, они еще раз подчеркивают, что для прогноза состава и содержания неметаллических включений в металле образовавшегося шва некорректно использовать данные по его химическому составу, являющемуся конечным продуктом всех произошедших процессов и реакций. Более адекватным представляется использование с этой целью расчетных данных по составу «виртуальной» сварочной ванны.

Аналогичные расчеты были выполнены и для других легирующих элементов (Ti, Si, Al). Таким образом, полученные с помощью описанной модели расчетные данные по содержанию легирующих элементов и кислорода в металле шва могут выступать в качестве исходных величин для моделирования как интегрального состава неметаллических включений, так и их морфологии, а также состава отдельных фаз, образующих эти включения, исходя из объективной информации о начальных условиях их формирования.

Предложенный подход и разработанная расчетная схема могут быть распространены и на другие способы дуговой сварки плавлением (покрытыми электродами, порошковой проволокой), в которых присутствуют металлическая, парогазовая и шлаковая фазы.

Выводы

Предложен метод расчета состава металлического расплава сварочной ванны. Разработанная методи-

Таблица 3. Содержание кислорода и легирующих элементов в основном металле и проволоке

Материал	Содержание, мас. %			
	O	Mn	Al	Si
Основной металл	0,005	0,87	0,002	0,28
Проволока	0,016	0,98	0,002	0,065

ка базируется на моделировании термодинамики межфазного взаимодействия в системе «металл–шлак–парогазовая фаза» в диапазоне температур, характерном для существования сварочной ванны при дуговых способах сварки. Прогнозируемый состав металлического расплава может служить исходной базой для последующего моделирования содержания, размеров, морфологии и химического состава неметаллических включений в металле сварных швов.

1. *Weng Y.* Microstructure refinement of structural steel in China // *ISIJ International*. – 2003. – **43**, № 11. – P. 1675–1682.
2. *Borovikov A.V.* Production of straight-seam large-diameter pipes made of steel of strength class X80 // *Metallurgist*. – 2003. – Vol 47. – P. 9–10.
3. *Kim Y.M., Kim S.K, Lim Y.J., Kim N.J.* Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels // *ISIJ International*. – 2002. – **42**, № 12. – P. 1571–1577.
4. *An ultra-low carbon, thermomechanically controlled processed microalloyed steel: microstructure and mechanical properties* / R. Shukla, S.K. Das, B.R. Kumar et al. // *Metallurgical and Material Transactions A*. – 2012. – **43A**, № 12. – P. 4835–4845.
5. *Park J.S., Lee C., Park J.H.* Effect of complex inclusion particles on the solidification structure of Fe–Ni–Mn–Mo alloy // *Ibid.* – 2012. – **43B**, № 12. – P. 1550–1557.
6. *Sarma D.C., Karasev A.V., Jonson P.G.* On the role of non-metallic inclusions in the nucleation of acicular ferrite in steels // *ISIJ International*. – 2009. – **49**, № 7. – P. 1063–1074.
7. *Babu S.S.* Thermodynamic and kinetic models for describing microstructure evolution during joining of metals and alloys // *International Materials Reviews*. – 2009. – № 6. – P. 333–367.
8. *Inclusion population evolution in Ti-alloyed Al-killed steel during secondary steelmaking process* / E. Zinngrebe, C. Van Hoek, H. Visser et al. // *ISIJ International*. – 2012. – **52**, № 1. – P. 52–61.
9. *Computer application of thermodynamic databases to inclusion engineering* / Jung In-Ho, Decretov S.A., Pelton A.D. // *Ibid.* – 2004. – **44**, № 3. – P. 527–536.
10. *Физико-химические расчеты электросталеплавильных процессов* / В.А. Григорян, А.Я. Стомахин, А.Г. Пономаренко и др. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
11. *CHEMICAL WORKBENCH version 3.5: Description of Reactor Models*. – Moscow: Kinetic Technologies, 2007. – 61 p.

Поступила в редакцию 27.10.2015

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НЕИЗОТЕРМИЧЕСКИХ НАПОРНЫХ ПОТОКОВ ОБМАЗОЧНЫХ МАСС ДЛЯ СВАРОЧНЫХ ЭЛЕКТРОДОВ

А.Е. МАРЧЕНКО

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

С применением капиллярного вискозиметра постоянных расходов, представленного в виде внезапно сужающегося ступенчатого канала, и испытательной машины INSTRON 1251, моделированы процессы напорного течения обмазок для сварочных электродов в прессовой камере и в фильерном пространстве производственных электрообмазочных прессов. Термопарными замерами изучена тепловая обстановка в предкапиллярной зоне, а методом визуализации — структура потока в ней. С использованием математического аппарата, разработанного для вычисления реологических характеристик полимерных материалов в состоянии вязкоупругого напорного потока, рассчитаны аналогичные показатели двух видов обмазок для низководородных электродов, изготовленных с применением одна — вязкого, другая — низковязкого жидкого стекла. Зерновой состав их наполнителя одинаков. Вычислены значения вязкоупругих показателей обмазок, включая сдвиговую и продольную вязкость, упругий потенциал, первую разность и коэффициент первой разности нормальных напряжений, а также период релаксации. Проанализированы и прокомментированы их зависимости от геометрических размеров ступенчатых каналов и величины объемного расхода обмазки при капиллярных измерениях с учетом суспензионной природы обмазок, а также стойкости формируемых в них напорных потоков против вязкоупругой неустойчивости. Библиогр. 12, табл. 3, рис. 12.

Ключевые слова: реология, сварочные электроды, обмазки для покрытий низководородных электродов, вязкоупругие характеристики обмазок, неустойчивости напорных потоков

На пути из рабочего цилиндра электрообмазочного пресса в калибрующую фильеру, в которой обмазочная масса обволакивает металлические прутки, сечение ее потока уменьшается, а скорость возрастает в десятки раз. При этом существенно изменяются свойства обмазки, от которых зависит качество изготовления и рабочие характеристики сварочных электродов. Какие из них, в какой степени, и каким образом эти изменения происходят, не было достоверно установлено в течение многих лет. В сущности, из-за этого оставалась неясной сама физико-химическая природа обмазочных масс. Работа, опубликованная 65 лет назад [1], хотя и не раскрывала эту природу, тем не менее, объективно позволяла судить о том, что сделать это, основываясь только на представлениях о вязкости электродных обмазок, невозможно.

С использованием подходов коллоидного материаловедения и инженерной реологии, в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины на протяжении последних 10–15 лет было выяснено, что электродные обмазочные массы, как и другие виды высококонцентрированных суспензий жестких частиц в вязкой жидкой среде, наряду с вязкостью характеризуются упругими свойствами. Для полного описания их реологических свойств должны использоваться не только сдвиговая, продольная вязкости, но и ряд показателей упругости.

© А.Е. Марченко, 2016

Упругая составляющая прежде всего существенно повышает энергетические затраты на организацию напорного течения обмазок с целью их нанесения на электродные прутки. Наряду с этим, определенными сочетаниями показателей вязкости и упругости обмазок вызывается их неустойчивое течение. При опрессовке сварочных электродов это приводит к разной толщине покрытия, резко ухудшающей технологические свойства электродов. Указанная неустойчивость, как правило, возникает в переходные стадии формирования потока, пока он, проходя формирующие каналы в головке электрообмазочного пресса или в измерительной ячейке капиллярного вискозиметра, вслед за изменением сечения, направления или скорости выходит на стационарный режим течения. Местом ее возникновения может быть и капилляр, и предшествующая ему зона [2–4].

Для экспериментального изучения причин или математического моделирования условий, провоцирующих появление неустойчивостей напорных потоков обмазочных масс, следует, как и в реологии полимеров, использовать модель ступенчатого канала, на первый случай, прямооточного типа. В нем сечение потока при переходе из резервуара (расходного цилиндра) в фильеру (или капилляр) уменьшается внезапно (ступенчато) или, реже, постепенно суживаясь. При этом поток ускоряется либо увеличением степени редуцирования струи

при неизменном темпе нагнетания обмазки в фильеру, либо путем повышения скорости плунжера при неизменной степени редуцирования.

В настоящей работе изложены результаты выполненных в ИЭС им Е.О. Патона исследований напорного течения электродных обмазочных масс через круглые прямоточные ступенчатые каналы. Цель исследований — выяснить, в какой мере геометрия каналов и приемы регулирования режимов течения влияют на температуру, структуру, реологические параметры и показатели стабильности напорных потоков электродных обмазочных масс.

Методы и объекты исследования. *Реологические свойства электродных обмазочных масс* исследовались в основном с применением капиллярного вискозиметра ОБ 1435 — экструдера постоянных расходов с электромеханическим приводом. Величина расхода регулируется ступенчато сменой шестерен и капилляров [5]. В заводской модели вискозиметра при диаметре штатного рабочего цилиндра (резервуара) $D_R = 30$ мм расход регулируется в пределах от 1 до 25 см³·с⁻¹. Пользуясь капиллярами с диаметром $d_c = (2...6)$ мм, средний градиент скорости сдвига можно задавать в пределах от 1 до 8·10³ с⁻¹. Для достижения целей запланированных исследований этого было недостаточно. Чтобы расширить диапазон градиентов скорости сдвига $\dot{\gamma}_c$ в сторону режимов течения ползучести ($Q < 1$ см³·с⁻¹, $\dot{\gamma}_c$ до 0,1 с⁻¹), наряду со штатным использовались резервуары

с диаметром 15 и 10 мм. Выполняемые при этом реологические измерения включали и заходную, и капиллярную зоны. Экструдирова обмазку через отверстия с диаметром 2, 4 и 6 мм в плоском диске толщиной 1 мм, измеряли сопротивление заходной зоны P_0 . Используя капилляры с приведенной длиной $L = 10d_c$, оценивали суммарные потери давления в измерительной ячейке, включающей заходную зону и капилляр. По значениям P_0 и $(P_L - P_0)$, вычисляли нужные реологические показатели обмазок, характеризующие их технологические свойства, а именно:

- сдвиговое τ , продольное $\sigma_{ср}$ напряжения, а также первую разность нормальных напряжений σ_1 ;
- развиваемые этими напряжениями сдвиговую η , продольную λ вязкости и коэффициент нормальных напряжений ξ ;
- угол естественной конвергенции α_0 ;
- период релаксации упругих напряжений θ ;
- нормированное по τ значение первой разности нормальных напряжений σ_1/τ .

Градиент скорости и напряжение сдвига вычисляли по формулам $\dot{\gamma}_c = 8Q/\pi d_c^3$ и $\tau = (P_L - P_0)d_c/4L$. Методики измерений и вычислений, названных выше, а также других реологических показателей, используемых в настоящей работе, подробно изложены в работах [2, 4, 5].

Полный план и результаты экспериментов приведены в табл. 1.

Таблица 1. План и результаты экспериментов, использованных для расчетов реологических характеристик обмазочных масс С2 и Н2

d_c , мм	D_R/d_c	Q , см ³ ·с ⁻¹	P_0 , МПа	P_{L_2} , МПа	D_R/d_c	Q , см ³ ·с ⁻¹	P_0 , МПа	P_{L_2} , МПа	D_R/d_c	Q , см ³ ·с ⁻¹	P_0 , МПа	P_{L_2} , МПа
$D_R = 10$ мм					$D_R = 15$ мм				$D_R = 30$ мм			
Обмазка С2												
2	5,0	0,11	18,0	45,0	7,5	0,25	24,0	46,0	15,0	1,0	10,0	30,0
		0,57	18,0	63,0		1,28	26,0	50,0		5,1	15,0	40,0
		1,70	27,0	72,0		3,82	12,0	52,0		15,3	18,0	54,0
4	2,5	0,11	27,0	72,0	3,75	0,25	12,0	32,0	7,5	1,0	8,0	22,0
		0,57	27,0	90,0		1,28	16,0	32,0		5,1	10,0	34,0
		1,70	45,0	99,0		3,82	20,0	40,0		15,3	11,0	44,0
6	1,7	0,11	18,0	56,0	2,5	0,25	8,0	36,0	5,0	1,0	6,0	22,0
		0,57	18,0	59,0		1,28	12,0	36,0		5,1	8,0	22,0
		1,70	36,0	72,0		3,82	12,0	36,0		15,3	10,0	32,0
Обмазка Н2												
2	5,0	0,11	16,0	31,5	7,5	0,25	24,0	32,0	15,0	1,0	16,5	26,0
		0,57	16,0	31,8		1,28	20,0	36,0		5,1	16,5	35,0
		1,70	16,0	45,0		3,82	16,0	46,0		15,3	19,5	41,0
4	2,5	0,11	18,0	36,0	3,75	0,25	20,0	32,0	7,5	1,0	14,5	28,5
		0,57	10,0	27,0		1,28	16,0	32,0		5,1	14,5	44,5
		1,70	13,5	36,0		3,82	14,0	36,0		15,3	14,5	28,5
6	1,7	0,11	14,5	54,0	2,5	0,25	12,0	40,0	5,0	1,0	13,5	27,0
		0,57	14,5	37,8		1,28	12,0	38,0		5,1	13,5	32,0
		1,70	9,0	22,5		3,82	12,0	32,0		15,3	9,5	37,0
Примечание. Серым цветом обозначены аномальные случаи, характерные для структурированных обмазок, жирным шрифтом – опыты по визуализации структуры потока.												

Примечание. Серым цветом обозначены аномальные случаи, характерные для структурированных обмазок, жирным шрифтом – опыты по визуализации структуры потока.

Таблица 2. Состав и характеристики NaK жидких стекол

Индекс обмазки	Характеристики жидкого стекла		Доза жидкого стекла/воды, мас. %	P_m обмаз- ки, МПа	Название прибора, диаметр цилиндра D_R , мм
	модуль	вязкость, МПа·с			
С2	2,95	500	27,0/0	0,10	Капиллярный вискозиметр ОБ1435, 10, 15, 30 мм
Н2	3,15	80	14,5/4,5	0,75	
С3	2,90	1000	26,5/ 0	0,10	Испытательная машина INSTRON, 50, 70 и 90 мм
Н3	3,30	100	24,0/ 0	0,60	

Для расширения диапазона $\dot{\gamma}_c$ в большую сторону, использовали нештатные резервуары с диаметром 50, 70 и 90 мм, за счет чего максимально возможное значение секундного расхода обмазки Q могло достигать $200 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$. Чтобы обеспечить испытательные нагрузки, достаточные для экструдирования обмазок из резервуаров столь большого сечения, была использована испытательная машина INSTRON 1251. В этом случае реологические измерения были ограничены заходной зоной, т.е. определением только показателя P_0 .

Тепловая обстановка в зоне течения изучалась с применением хромель-алюмелевой термопары, рабочий спай которой закладывали в кольцевую выточку у выходного торца капилляра $L = 3d_c$, плотно прижимая его к корпусу резиновым кольцом. Температуру контролировали в каждом опыте. В случае необходимости температуру пересчитывали на капилляры $L = 10d_c$, использованные для измерений реологических показателей, по значениям диссипативной функции τV [6]. Температура холодного спаи термопары 25°C .

Для визуализации профиля течения обмазки в заходной зоне использовали метод окрашивания обмазки фенолфталеином. Опыты проводили на вискозиметре ОБ 1435. Заготовку, составленную из чередующихся дисков, заблаговременно спрессованных из окрашенной и неокрашенной обмазки, экструдировали из соответствующего расходного резервуара вискозиметра через плоский диск с отверстием $d_{C0} = 4 \text{ мм}$ при минимальной и максимальной скорости подачи плунжера V_R , равной $0,15$ и $2,15 \text{ см} \cdot \text{мин}^{-1}$. Градиент скорости сдвига в отверстии составлял при этом 40 и 610 ($D_R = 30 \text{ мм}$), $0,25$ и $3,80$ ($D_R = 15 \text{ мм}$), а также $0,10$ и $1,70 \text{ с}^{-1}$ ($D_R = 10 \text{ мм}$). В табл. 1 результаты замеров P_0 и P_L , выполненных при этих режимах, выделены жирным шрифтом. В нужный момент шток останавливали. Остаток брикета извлекали из резервуара, разрезали по меридианной плоскости и фотографировали.

Исследовали опытные обмазочные массы, с вещественным составом наполнителя как у покрытия электродов УОНИ 13/55. В составе сухой смеси массовая доля частиц мельче $0,063 \text{ мм}$ составляла 30% , а соотношение фракций близко к тому, которое обеспечивает минимальную долю

междузеренных пустот в уплотненном слое. Для приготовления обмазочных масс использовали NaK жидкое стекло. Его характеристики и условия использования указаны в табл. 2. У обмазок С2 и С3, изготовленных на стеклах с вязкостью 500 и $1000 \text{ МПа} \cdot \text{с}$, вязкостная составляющая потеря напора преобладает над упругой. Обмазки Н2 и Н3 из-за низкой вязкости связующего характеризуются достаточной степенью структурированности, а, следовательно, относительно высокой упругостью. Об этом свидетельствует их большая пластическая прочность P_m . Обмазки, индексированные как С2 и Н2, исследованы с применением вискозиметра ОБ 1435, а обмазки С3 и Н3 — на испытательной машине INSTRON.

В обмазки с индексом С вводили 1% , а с индексом Н — $1,5 \%$ порошкообразной Na-КМЦ марки 85СО. Пластическую прочность обмазки P_m определяли коническим пластометром. Обмазочные массы готовили в лабораторном интенсивном смесителе.

Результаты опытов. О тепловой обстановке в зоне течения можно судить по результатам измерений, приведенных на рис. 1. Они показывают, что обмазка Н2 в состоянии напорного потока, сформированного в ступенчатых каналах с разными сечениями резервуаров, разогревается до меньшей температуры, чем обмазка С2, ввиду ее большей структурированности.

Максимальная температура потока обеих обмазок прогрессивно возрастала с увеличением $\dot{\gamma}$ и достигала $(55 \dots 65)^\circ \text{C}$, соответственно. Она понижалась с уменьшением диаметра резервуара тем в большей мере, чем выше $\dot{\gamma}_c$. Как следует из приведенных графиков, зависимости $\Delta t = f(\dot{\gamma}_c)$ стратифицировались по трем уровням. Выше всех расположились результаты, найденные при $D_R = 30 \text{ мм}$ (кривая 3), посередине — результаты, найденные при $D_R = 15 \text{ мм}$ (кривая 2), а ниже всех — при $D_R = 10 \text{ мм}$ (кривая 1). Температура струи повышается под влиянием увеличения расхода Q и понижается с увеличением степени редуцирования струи $\beta = D_R/d_c$. При $\beta = \text{const}$ и $V_R = \text{const}$ температура струи выше, когда использовался резервуар большего сечения и тем значительнее, чем больше V_R . Это связано с увеличением расхода, во втором случае большем, чем в первом. Такая же

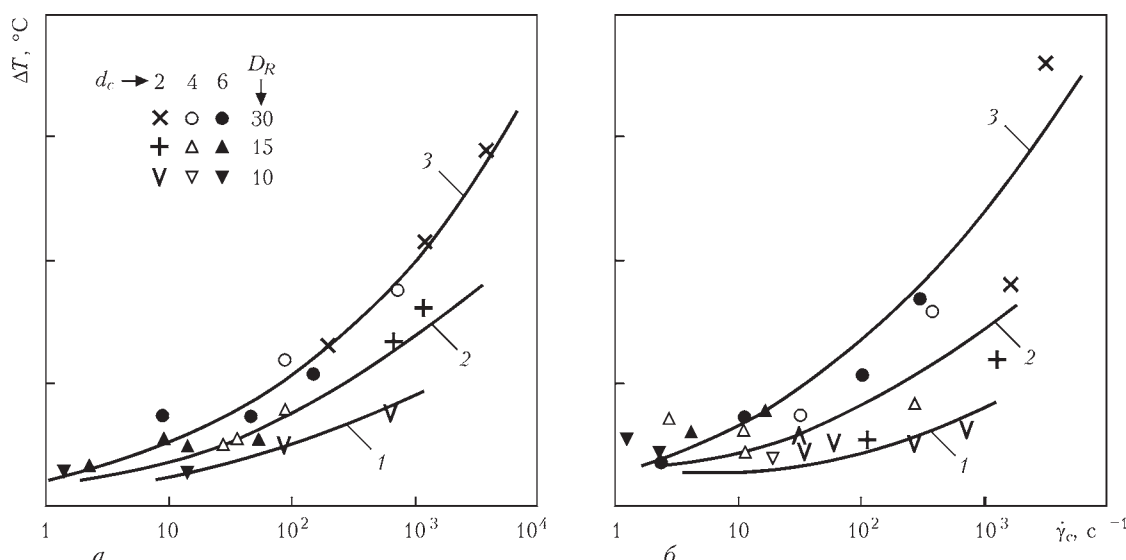


Рис. 1. Изменение температуры струи обмачочной массы С2 (а) и Н2 (б) в результате их вязкостного разогрева в зависимости от среднего градиента скорости сдвига: $D_R = 10$ (1), 15 (2) и 30 (3) мм; d_c — 2, 4 и 6 мм

закономерность наблюдалась и в предыдущих наших исследованиях, в которых температуру струи регистрировали при $D_R = 30$ мм, изменяли лишь расход и диаметр капилляра [5].

Существенного влияния разогрева струи на вязкость обмачки можно ожидать в опытах с $D_R = 30$ мм, проведенных при максимальном секундном расходе. Температура струи, вытекающей из сопла при режиме течения ползучести ($D_R = 10$ мм), не может влиять на вязкость обмачки, даже если используются капилляры с $L = 10d_c$.

Профиль потока. Результаты визуализации картины напорного течения обмачок С2 и Н2 представлены на рис. 2. Приведенные фотоснимки отражают состояние потока в момент остановки штока. По ним можно судить, что в условиях ламинарного течения поток обмачки осуществляется путем взаимного телескопического перемещения слоев, которое усложнено большими, неравномерными и немонокотными деформациями. Судя по форме линий тока в заходной зоне, структуры потоков сравниваемых обмачок, существенно различающихся степенью структурированности, по-разному реагируют на изменение скорости истечения и диаметра резервуара.

Рассмотрим сначала поток обмачки С2 с вязким жидким стеклом в цилиндре с $D_R = 10$ мм при минимальном расходе ($\dot{\gamma}_c = 4,5 \text{ с}^{-1}$). Здесь осуществляется медленное (ползущее) течение. Задолго до подхода к выпускному отверстию центральные продольные слои заготовки, меньше всего ощущающие тормозящее действие цилиндрической стенки резервуара, существенно ускоряются и, перемещаясь по сдвиговому механизму, образуют совместно с другими слоями, как и в бесконечной трубе, профиль потока, близкий по профилю к параболическому. В ядре профиль

почти плоский с такой же толщиной, как у изначального слоя. На границе со стенкой резервуара толщина слоя минимальна. С увеличением расхода до максимального (60 с^{-1}) появляются признаки скольжения обмачки по стенке резервуара, поэтому начальная толщина слоя на стенке при этой скорости сохраняется дольше.

В резервуаре с диаметром 15 мм ($\dot{\gamma}_c = 10 \text{ с}^{-1}$) на течение обмачки начинает влиять ее диссипативный разогрев, и его картина усложняется. На подходе к выпускному отверстию толщина слоев уменьшается. Этому должно способствовать и «обжимающее»

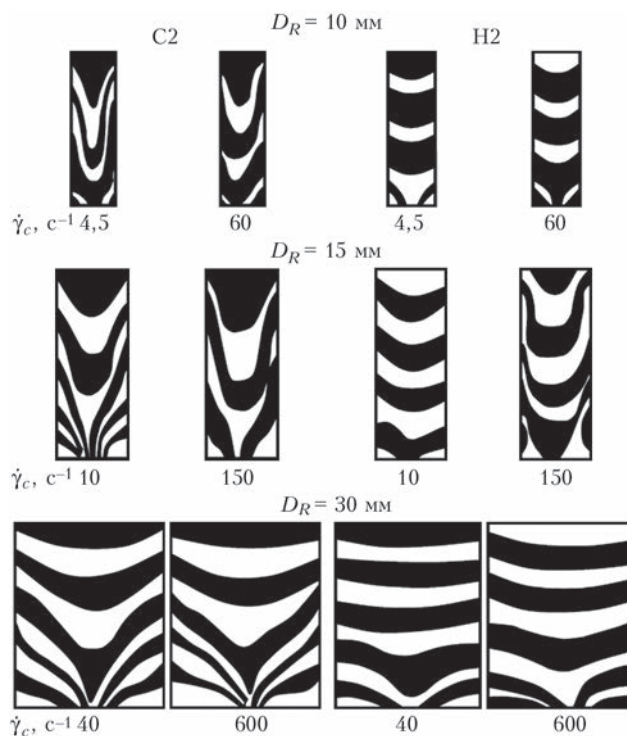


Рис. 2. Профиль потока обмачки С2 и Н2 в резервуаре капиллярного вискозиметра с диаметром $D_R = 10, 15$ и 30 мм через отверстие $d_{c0} = 4$ мм

действие застойных зон, возникающих в телесном углу, образованном цилиндрической и торцевой стенками резервуара. Рупорообразная форма потока на подходе к выпускному отверстию подтверждает это. В опыте с $\dot{\gamma}_c = 150 \text{ с}^{-1}$ зафиксирован когезионный срыв потока, который можно считать результатом разрядки упругой энергии, накопившейся в обмозке в предшествующий период деформирования. Признаки обжимающего действия упругих напряжений здесь проявились ярче, чем в других опытах. Очень узкий конвергентный угол на входе в отверстие наверняка возникает под их влиянием. Подобную картину течения наблюдали в напорном потоке пластилина, которым моделировали картину течения металлической заготовки в работе [7]. Зона деформации все еще сохраняет достаточно большую протяженность.

При диаметре цилиндра 30 мм поток независимо от расхода приобретает рупорообразную форму почти сразу после того, как начинается его движение, а пространство, в котором происходит деформация, по-прежнему занимает весьма большой объем.

Обмозка Н2 в узких цилиндрах демонстрирует пробковый профиль потока. По сравнению с обмозкой С2 ее деформация сосредоточена в зоне небольшой протяженности, непосредственно примыкающей к выходному соплу. Видимо под влиянием накапливаемых упругих напряжений, величину которых у этого вида обмозки следует ожидать большей, чем у обмозки С2, при диаметре цилиндра 15 мм и $\dot{\gamma}_c = 150 \text{ с}^{-1}$ появляются признаки ее прилипания к боковой стенке цилиндра (одновременно существенно возрастает деформируемый объем массы). В этом случае зарегистрирован явный срыв струи, возникший в результате разрядки упругих напряжений, который, по всей видимости, сопровождается ее разогревом. В прорыве к выпускному отверстию поток преодолел обжимающее действие застойной зоны. На фото виден ее кольцевой остаток, примыкающий к торцевой поверхности цилиндра.

В цилиндре с диаметром 30 мм зона деформации со слабо выраженным рупорообразным профилем течения, непосредственно примыкающая к выходному отверстию, вновь уменьшилась в объеме.

На всех фотографиях наряду с описанными выше свидетельствами неоднородности просматриваются также признаки немонотонности потока. Последние, по нашему мнению, проявляются прежде всего как отклонения профиля деформируемых слоев от осесимметричной формы. Важно отметить, что формирование профиля потока у вязкой обмозки начинается задолго до устья капилляра, в который она входит уже со сформиро-

вавшимся профилем. У низковязкой обмозки этот процесс на подходе к капилляру только начинается. Завершается он, по-видимому, на начальном участке капилляра. Именно здесь зарождается пульсация струи обмозочных масс [2] и полимерных расплавов [8].

Необычна также реакция потока низковязкой обмозки на удлинение капилляра, о чем говорится ниже.

Кривые экструзии. Как и в опытах, проведенных с использованием капиллярного вискозиметра с рабочим цилиндром $D_R = 30 \text{ мм}$, результаты которых опубликованы в работах [2–4], выявлено, что характер экструзионных кривых зависит от консистенции обмозочных масс и режимов их напорного течения. У обмозок С2 с вязкой жидкостекольной связкой все они, независимо от сечения цилиндра, имеют сглаженный вид, на который мало влияет скорость потока. Имеется в виду темп нарастания давления в начальной стадии деформирования, всплеск его в момент начала течения и темп последующего понижения вплоть до выхода на стационарную стадию. Повышение скорости деформирования сглаживает стартовые пики, так как накопление в потоке упругих напряжений существенно ускоряется [2]. В опытах с рабочим цилиндром $D_R = 15 \text{ мм}$ и $d_c = 4 \text{ мм}$ наблюдались очень интересные по форме кривые, характеризующиеся медленным набором давления и понижением его после достижения пикового значения (рис. 3). Такая форма свидетельствует о малых и примерно равных скоростях накопления и релаксации упругих напряжений, что характерно для завершения стадии ползущего течения. Именно в этом опыте визуализацией выявлены профили, характерные для срыва потока. На экструзионных кривых они проявляются в виде падения нисходящей ветви эволюции давления ниже уровня, зарегистрированного в предыдущем, менее скоростном режиме течения. Как следует из данных, приведенных в табл. 1, такого рода срыв у вязкой обмозки С2 зафиксирован в этом опыте только на кривой $P_0 = f(t)$. Это подтверждено и ее формой на рис. 3. На кривой $P_L = f(t)$ упругий сброс давления не наблюдался. Можно заключить, что внутренняя поверхность капилляра способна, если нет пристеночного проскальзывания, сдерживать до определенного момента релаксацию упругих напряжений.

У обмозочной массы Н2, изготовленной на низковязком жидком стекле, темп нарастания, а также понижения пикового давления, как правило, существенно выше. Особенно, когда это касается кривых $P_L = f(t)$. Судя по количеству затененных ячеек в табл. 1, таких аномальных случаев, характерных для структурированных обмозок [2–4], на-

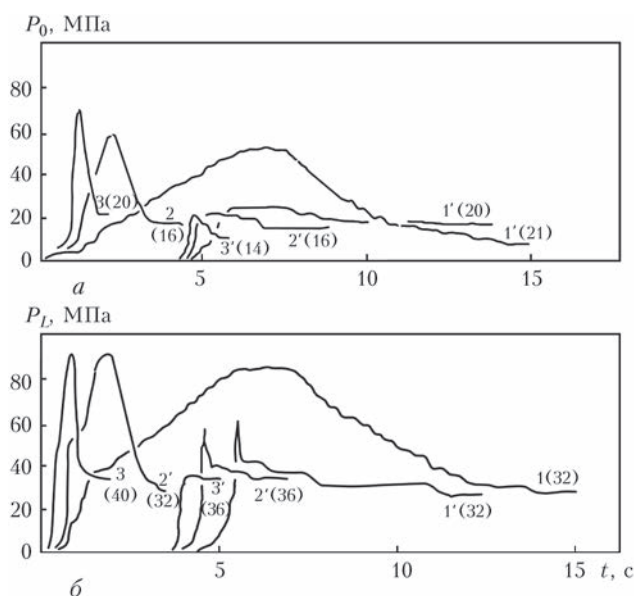


Рис. 3. Вид экструзионных кривых, зарегистрированных при испытании обмазочных масс С2 (1, 2, 3) и Н2 (1*, 2* и 3*) при градиенте скорости сдвига соответственно 10, 50 и 150 с⁻¹: а — кривые $P_0 = f(t)$; б — $P_L = f(t)$ ($D_R = 15$ мм; $d_c = 4$ мм; в скобках — значение давления)

много больше, чем у ее вязкого аналога в таких же условиях течения. В двух опытах из шести оно имело место для $P_0 = f(t)$ и $P_L = f(t)$, в трех — только для $P_0 = f(t)$ и в двух — только для $P_L = f(t)$. Можно сделать вывод, что поверхность капилляра способна не только задержать, но в определенных условиях спровоцировать мгновенную релаксацию упругих напряжений. Например, под влиянием диссипативного разогрева, а также вследствие пристеночного скольжения струи по адгезионному или, реже, по когезионному механизму [8].

Такие сбросы давления являются одним из свидетельств нарушения стабильности потока под влиянием релаксации упругих напряжений.

Кривые течения. Кривые течения $P_0 = f(\dot{\gamma}_c)$ и $\tau = f(\dot{\gamma}_c)$ — это графически оформленные результаты совместного анализа визуализированных картинок и синхронно зарегистрированных режимных показателей напорного течения обмазочных масс. У потоков сопоставляемых обмазок сквозь ступенчатые каналы они, как и у других вязкоупругих материалов, в логарифмической гомологии имеют вид прямых, в большей или меньшей мере наклоненных к оси градиентов скорости. Кривые течения обмазки С2 характеризуются большим углом наклона, чем у обмазки Н2, поскольку первая по свойствам ближе к ньютоновской жидкости, чем вторая.

В таком систематизированном и удобном для рассмотрения виде они, по нашему мнению, документально подтверждают следующие важные положения.

Структура и реологические показатели напорного течения обмазочных масс в ступенчатом ка-

нале формируются под влиянием возмущающего действия торцевой стенки резервуара, резкого редуцирования струи при входе в капилляр, адгезионного торможения потока стенками резервуара и капилляра, его вязкостного разогрева в зоне максимальной сдвиговой деформации, накопления и релаксации упругих напряжений. Некоторые из названных факторов влияют на показатели обмазок антибатно друг другу. Потоки обмазки реагируют на перечисленные виды возмущений путем изменения баланса энергетических затрат на течение и в резервуаре, и в капилляре. К примеру, если вязкость обмазок С2 и Н2 превалирует над упругостью, а это имеет место при $D_R = 30$ мм, их кривые течения $P_0 = f(\dot{\gamma}_c)$ являются инвариантными, т.е. независимыми от объемного расхода и сечения капилляра. В опытах с меньшими цилиндрами фигуративные точки опускаются в результате релаксации упругих напряжений на более благоприятные энергетические уровни течения.

Результаты, полученные в опытах с резервуарами меньшего сечения, расслоились за счет индивидуальных или групповых смещений фигуративных точек вниз, отображающих понижение сопротивления потоку. Исходная инвариантная кривая течения расслаивается при этом на две или на три прямые (по числу использованных капилляров).

Так, при $D_R = 15$ мм с инвариантной кривой $P_0 = f(\dot{\gamma}_c)$ переместился один результат, полученный при $d_c = 2$ мм; при $D_R = 10$ мм результаты расслоились по трем уровням, оказавшись на взаимно параллельных прямых. Точки, которые отражают результаты, полученные при $d_c = 2$ мм, переместились на самую низкую кривую. Два результата, полученные при $d_c = 4$ мм, оказались на средней кривой (третий получен при $d_c = 6$ мм); два результата, полученные при $d_c = 6$ мм, оказались на верхней кривой (третий получен при $d_c = 4$ мм).

Как уже отмечалось выше, расслоение кривых течения $P_0 = f(\dot{\gamma}_c)$ вызвано релаксационными сбросами давления и вязкостным разогревом струи, которые зарегистрированы на нисходящих ветвях соответствующих экструзионных кривых. Параллельное смещение логарифмических монологов кривых течения свидетельствует о неизменности структуры потока.

У низковязкой обмазки Н2 начальная кривая течения $P_0 = f(\dot{\gamma}_c)$ тоже расслоилась, но уже не только по высоте, но и по наклону к оси градиентов скорости сдвига, особенно при $D_R = 15$ мм, что свидетельствует об изменении не только энергетического состояния системы, но и структуры потока.

Еще более сложный ход кривых течения $\tau = f(\dot{\gamma}_c)$ у обмазок С2 и Н2. Это связано с большим

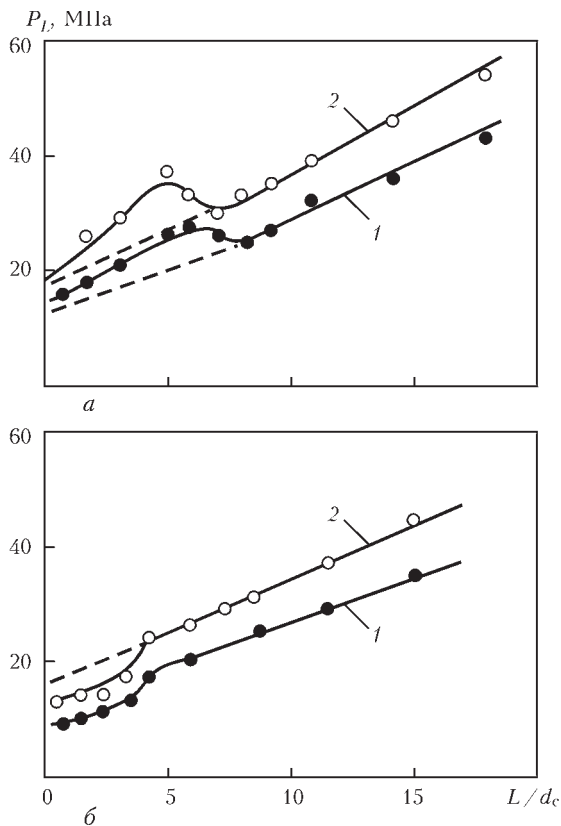


Рис. 4. Зависимость общего перепада давления от соотношения L/d_c каналов при расходах низковязкой обмазки $1 \text{ cm}^3 \cdot \text{c}^{-1}$ (1) и $15,3 \text{ cm}^3 \cdot \text{c}^{-1}$ (2) (а — $d_c = 2 \text{ мм}$; б — 6)

числом возмущающих факторов, действие которых зависит не только от режимных параметров, но и от структуры сравниваемых обмазок. К примеру, у более структурированной обмазки Н2 в меньшей мере проявляется диссипативный разогрев, но интенсивнее развиваются эффекты пристеночного проскальзывания. Можно полагать, что стадия гидродинамической, температурной и релаксационной стационарности потока, не завершившаяся в предкапиллярной зоне измерительной ячейки, перемещается на начальный участок капиллярного канала.

Как следует из рис. 4, общий перепад давления при постепенном увеличении приведенной длины капилляра для низковязкой обмазки возрастает немонотонно. При достижении определенного значения L/d_c происходит разрядка накопившихся упругих напряжений, и только после этого начинается прямолинейная ветвь кривой $P_L = f(L/d_c)$. Чем меньше диаметр капилляра и выше секундный расход обмазки, тем больший сброс давления после достижения максимума. На капиллярах большого диаметра такой аномалии нет. При пропускании высоковязкой обмазки даже сквозь капилляры с малым сечением канала переход на пропорциональный участок кривой $P_L = f(L/d_c)$ тоже происходит без всплеска давления, как на нижнем графике рис. 4 [4].

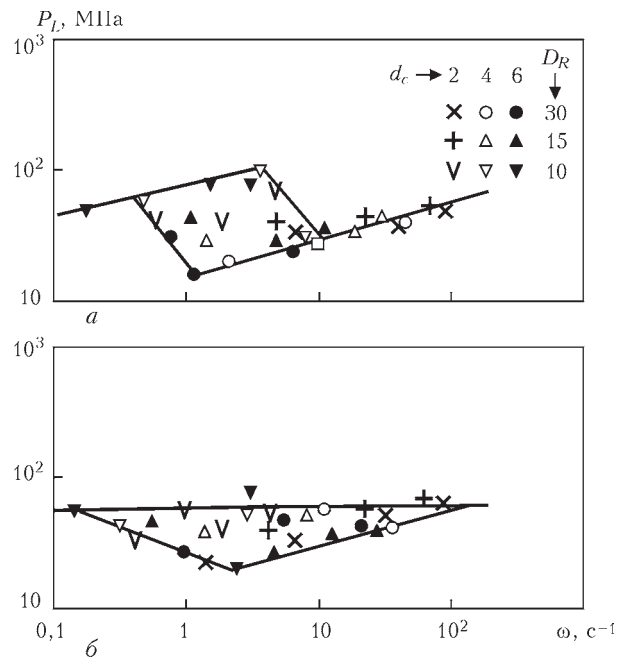


Рис. 5. Зависимость суммарных потерь напора в заходной зоне и в капилляре P_L от показателя ω : а — C2; б — H2

Хотя неинвариантный ход кривых течения отражает наличие в очаге деформации нестационарных явлений, это не исключило возможности использования экспериментальных результатов для вычисления реологических показателей электродных обмазочных масс. Полученные результаты использованы при анализе возможных причин возникновения указанных явлений.

Об общих потерях давления. В общих потерях давления $P_L = P_0 + P_c$ его составляющие P_0 и P_c не только суммируются, но и в значительной мере влияют на значение P_L из-за взаимного влияния друг на друга. Взаимное влияние аргументов сложной функции обычно учитывается как их произведение, т. е. $\dot{\gamma}_R \dot{\gamma}_c$. Исходя из соображений размерности, используют их среднее геометрическое значение (в нашем случае $\omega = \sqrt{\dot{\gamma}_R \dot{\gamma}_c}$).

Если $\dot{\gamma}_R = 2V_R/D_R$, $\dot{\gamma}_c = 2V_R/d_c(D_R/d_c)^2$ то их произведение можно представить в виде: $2V_R/D_R d_c (D_R/d_c)^2 = 4\beta^2 V_R^2 / D_R d_c$. В логарифмической модификации выражение среднего геометрического имеет вид: $\lg \omega = \lg \sqrt{4\beta^2 V_R^2 / D_R d_c}$.

Видно, что потери давления на организацию напорного потока обмазочной массы являются сложной функцией скорости плунжера, нагнетающего обмазку в зону течения, диаметров цилиндра и капилляра, а также их соотношения, определяющего степень редуцирования струи капилляром. При неизотермических условиях дополнительно включается еще и влияние вязкостного нагрева массы, который концентрируется в зоне наибольшего градиента скорости сдвига.

Расчеты показали, что в наших опытах доля $\dot{\gamma}_R$ в произведении и $\dot{\gamma}_R \dot{\gamma}_c$ изменялась в пределах от 0,03 до 21,5%.

Когда $D_R \geq 30$ мм, градиент скорости сдвига в цилиндре значительно меньше, чем в капилляре, и его влиянием на P_L можно пренебречь. При $D_R \leq 10$ мм влияние градиента скорости сдвига становится достаточно заметным и его следует учитывать.

На рис. 5 показана зависимость P_L от ω в напорном потоке обмазок С2 и Н2. На рис. 5, а (обмазка С2) можно выделить 3 участка. Левый и правый прямолинейные участки относятся, соответственно, к медленному (ползущему) и быстрому стационарному течению. Они инвариантны относительно комплексного показателя режима деформирования. Между ними расположена зона неустойчивости, внешним видом напоминающая режим «stick-slip»-потока. С таким видом неустойчивости часто встречаются в технологии переработки полимерных материалов и представляют в виде графиков $\tau = f(\dot{\gamma}_c)$ или $\dot{\gamma}_c = f(\tau)$ [9], а в одной из первых посвященных ему публикаций [10] — в виде $s = f(\tau)$, где s — упругая, т.е. восстанавливаемая деформация.

Считается, что неустойчивость потока, зарегистрированная в виде перехода режима течения с верхнего на нижний, менее энергоемкий режим течения, связана с конкуренцией упругих и вязких сил.

На рис. 5, б (обмазка Н2) аналогичная по смыслу реограмма имеет вид очень узкого треугольника, отражающего заметный разброс результатов только в случае использования малых расходных цилиндров. При увеличении D_R до 15 мм рассеяние уменьшается, а когда $D_R = 30$ мм рассеяния нет.

Аналогичный, но не столь ярко выраженный вид имеют зависимости P_0 от ω .

На рис. 6 результаты, полученные при исследовании обмазки С2, отображены в виде зависимости $Q = f(P_L)$, характеризующей процесс изготовления электродов на электрообмазочных прессах с гидравлическим приводом, без пересчета Q и P на консистентные переменные τ и $\dot{\gamma}_c$. Видно, что в такой интерпретации они весьма похожи на напорно-расходную характеристику, описанную в работе [1].

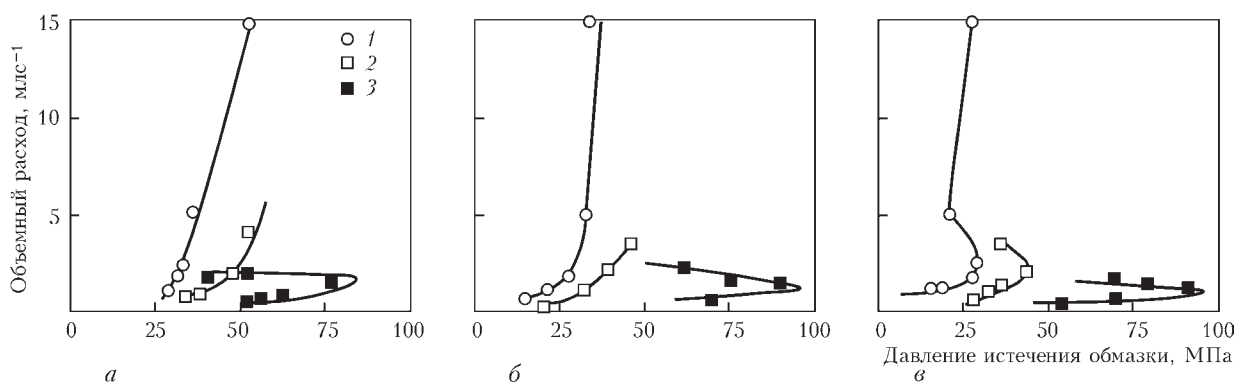


Рис. 6. Давление истечения обмазки из цилиндра через капилляр с диаметром канала 2 (а), 4 (б), 6 (в) мм и длиной $L = 10d_c$. $D_R = 30$ мм (1), 15 (2) и 10 (3)

Ее можно объяснить следующим образом. При низких давлениях (при $Q < 1 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$) обмазка находится в состоянии ползучего течения, в котором скорость разрушения ее коагуляционной структуры близка по значению к скорости релаксации упругих напряжений. Роль саморазогрева обмазок на этой стадии течения незначительна. По мере повышения P_L скорость течения увеличивается, все большая часть упругих напряжений, не успевающая релаксировать, накапливается в струе. При достижении $Q \approx 1 \text{ см}^3 \cdot \text{с}^{-1}$ количество накопившейся упругой энергии достаточно для срыва потока, в результате которого структура обмазки разрушается, вязкость ее резко понижается, значение P_L уменьшается, а дальнейшее ускорение струи осуществляется при меньших нарастаниях давления. Несомненно, важную роль в облегчении срыва струи под влиянием упругих напряжений и после него играет температура струи. Она, как и скорость, способствует разрушению структуры и понижению вязкости обмазки в потоке. Показатели упругости при этом изменяются мало. В значительно большей степени понижается вязкость, а вместе с ней способность обмазки сглаживать неблагоприятное влияние упругости обмазки на стабильность напорного потока.

Представленные на рис. 5 результаты получены при использовании вискозиметра постоянных расходов со ступенчатым регулированием расхода и дискретным увеличением скорости потока путем изменения сечения струи. Как следствие, температурные и скоростные условия течения от опыта к опыту изменялись ступенчатым образом, в результате чего напорно-расходные кривые тоже приобретали прерывистый вид.

Влияние способа регулирования режима на кривые течения. Поток обмазки в предкапиллярной зоне деформируется сдвигом и растяжением. Деформацию сдвига в резервуаре перед капилляром $\dot{\gamma}_R$ можно представить выражением $\dot{\gamma}_R = \dot{\gamma}_c / \beta^3$, где $\dot{\gamma}_c$ — градиент скорости сдвига в капилляре, а β — степень редуцирования струи, $\beta = D_R/d_c$. Достигнутое в ходе редуцирования

растяжение потока обмазки, именуемое деформацией по Генки, представляют как [11]:

$$\varepsilon \equiv \int_0^{+\infty} \dot{\varepsilon} dt = \int_{v_z(-\infty)}^{v_z(+\infty)} \frac{dz}{v_z} = \ln(\beta^2),$$

где $\dot{\varepsilon}$ — скорость деформации растяжением.

В свою очередь $\dot{\gamma}_c$ связано с числом Дебори (или, что то же самое, критерием эластической турбулентности Re_c) выражением $De = \theta \dot{\gamma}_c$.

Видим, что градиент скорости сдвига в капилляре и общая степень вытяжки потока являются функциями одного и того же аргумента β . Тем не менее, они по-разному реагируют на его изменения. При одной и той же величине β увеличение $\dot{\gamma}_R$ должно способствовать большему сдвиговому разрушению структуры обмазки в капилляре, в то время как с повышением β при $De = \text{const}$ следует ожидать большего растяжения потока.

Это следует из результатов работы [11], в которой изучено влияние β и De на структуру напорного потока так называемой жидкости Богера. Ее состав как смесь трех полимерных растворов отличается специфическими реологическими свойствами, а именно, ее показатель упругости ξ существенно понижается с увеличением скорости сдвиговой деформации, в то время как сдвиговая вязкость η остается почти без изменений. Возможно именно по этой причине, исследуя жидкость Богера в области сравнительно небольших изменений β и De , удалось обнаружить практически полный набор нестабильностей, с которыми встречаются при промышленной переработке полимеров, а именно: циклическое, квазипериодическое и вихреобразное течение с образованием входного, пульсирующего или вращающегося вихря.

Опыты проведены с применением пневматического капиллярного вискозиметра. Чтобы избежать нежелательных вибрационных воздействий вискозиметра на результаты исследования, контролируемая жидкость подавалась из расходного танка в измерительную ячейку вискозиметра через регулирующие клапаны исключительно под влиянием статического давления. Рециркуляционный насос в ходе измерений не работал. Чтобы поддерживать нужное соотношение сечений капилляра и резервуара, т.е. β , в штатный резервуар вставляли соответствующие вкладыши. Область использованных режимов течения ограничена значениями числа De в пределах от 2 до 5, а показателя β — в пределах от 2 до 6. Для измерения скорости струи использовали лазерный скоростемер Доплера. Профиль потока регистрировался на видеоленту скоростной телекамерой высокого разрешения. Результаты опытов представлены на рис. 7. На нем обозначены зоны выявленных в ходе опытов нестабильностей.

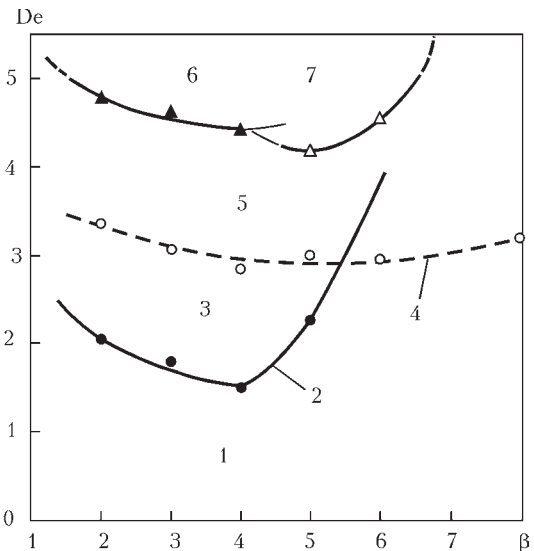


Рис. 7. Виды нестабильностей течения в осесимметричном внезапно суживающемся канале в зависимости от соотношения степени контрагирования потока и критерия эластической турбулентности: 1 — устойчивое течение; 2, 4 — соответственно границы устойчивого и воронкообразного течения; 3, 5, 6 — соответственно циклическое, квазипериодическое; пульсирующее; 7 — вращающаяся воронка [11]

Как следует из приведенного графика, стабильное течение в предкапиллярном пространстве резервуара достигается в зоне 1 при относительно низких значениях числа De и независимо от того, какой величины деформация по Генки используется для создания потока.

Граница зоны стабильности ограничена кривой 2. Форма ее свидетельствует о том, что при $\beta < 4$ нестабильность потока наступает уже при весьма ограниченных повышениях числа De . Напротив, если $\beta > 4$, можно использовать режимы течения, характеризующиеся все более высокими значениями числа De и тем большими, чем больше β .

В наших опытах диапазон изменения значений β на порядок, а числа De на два порядка больше, чем в работе [11]. Тем не менее, как следует из рис. 5, размеры зоны нестабильности тоже весьма ограничены, особенно для обмазки С2.

Предположим, что закономерности, выявленные при исследовании жидкости Богера как модели вязкоупругого материала, можно перенести на электродные обмазки. Тогда, судя по графику на рис. 7, единственный способ обойти зону нестабильности при экструдировании электродных обмазочных масс, это использовать режим формирования потока с высокими значениями степени обжатия струи, т.е. работать с резервуарами достаточно большого диаметра.

При очень больших значениях β , обеспечивающих достаточное удаление от правой, круто уходящей вверх ветви границы 2, видимо, можно будет повышать скорость деформации обмазки методом все более быстрого нагнетания ее плун-

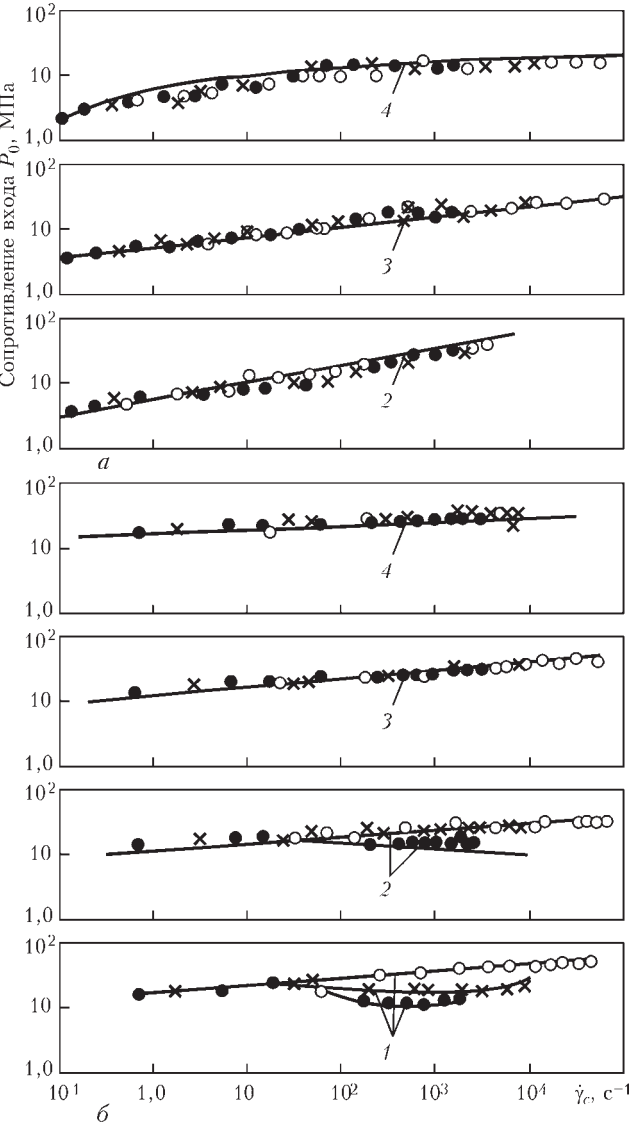


Рис. 8. Напорно-расходные характеристики обмазочных масс С3 (а) и Н3 (б), полученных с применением расходных цилиндров с диаметрами: для а — $D_R = 50$ (1); 70 (2); 90 мм (3); для б — $D_R = 30$ (1); 50 (2); 70 (3); 90 мм (4)

жером в зону течения, не опасаясь пересечь указанную границу. Для обмазки С2 это удаление будет меньшим, чем для обмазки Н2, у которой эта зона имеет значительно большую протяженность.

Для проверки справедливости этого предположения были проведены опыты с обмазками С3 и Н3, экструдирруемыми через отверстия в запорном диске диаметром 2, 4 и 6 мм из резервуаров с диаметром от 30 до 90 мм.

Чтобы надежно исключить влияние трения столба массы в цилиндре на потери напора, применили так называемое обратное прессование, которое используется в тех же целях в технологии прессования металлов [7]. В этом случае необходимую серию измерений осуществляли, экструдировав одну заготовку на режимах с постепенно увеличивающимися от опыта к опыту расходами. Общий диапазон изменения градиента скорости

Таблица 3. Характеристики экструдирования обмазки

D_R , мм	d_0 , мм	Усилие прессования, т	P_0 , МПа
50	2	47,8	0,330
	4	45,1	0,230
	6	34,3	0,180
70	2	98,2	0,255
	4	84,7	0,220
	6	69,3	0,180
90	2	101,7	0,160
	4	98,6	0,155
	6	95,4	0,155

сдвига — от 0,1 до 10^5 с⁻¹. Результаты приведены на рис. 8.

Видно, что для высоковязкой обмазки С3 результаты инвариантны во всем диапазоне измерений $\dot{\gamma}_c$. Следовательно, при $D_R \geq 30$ мм ее напорные потоки не склонны к неустойчивости в очень широком диапазоне ($\dot{\gamma}_R$).

Низковязкая обмазка Н3 проявляет склонность к неустойчивости потока, вызванную нерелаксированными упругими напряжениями. Неинвариантность ее кривых течения $P_0 = f(\dot{\gamma}_c)$ имеет место, пока D_R не достигнет 70 мм. Чем больше D_R , тем меньше участок неинвариантности кривой течения. При $D_R = 70$ мм неинвариантность исчезает.

Чем больше D_R , тем меньше индекс течения n_0 , что свидетельствует о нарастании степени неньютоновского поведения обмазок, а, следовательно, о возрастании текучести обмазки, вследствие большего разрушения структуры и меньшего, вследствие этого, накопления упругой энергии в потоке. Чем больше сечение цилиндров, тем при меньшей скорости течения кривая выходит на участок насыщения. У обмазки С3 кривые, в конце концов, полностью выположились.

По имеющимся у нас данным с увеличением степени обжатия влияние исходной вязкости экструдированного материала на температуру струи постепенно уменьшается и при достаточно высоких значениях β становится незначительным.

По результатам исследования обмазки С3 рассчитали значения усилия и давлений экструдирования P_0 при достижении участка насыщения кривой течения. Результаты расчетов приведены в табл. 3. Они показывают, что при увеличении площади сечения цилиндра в 3,2 раза усилие прессования увеличилось лишь в 2,2...2,8 раза. Давление прессования в наибольшей мере понизилось при максимальном показателе сжатия струи: при $d_{C0} = 2$ мм — в 1,2...2,1 раза. Чем больше d_{C0} , тем в меньшей мере ощущается влияние показателя β на P_{C0} .

Показатели вязкоупругости сравниваемых обмазочных масс. На рис. 9 приведена зависи-

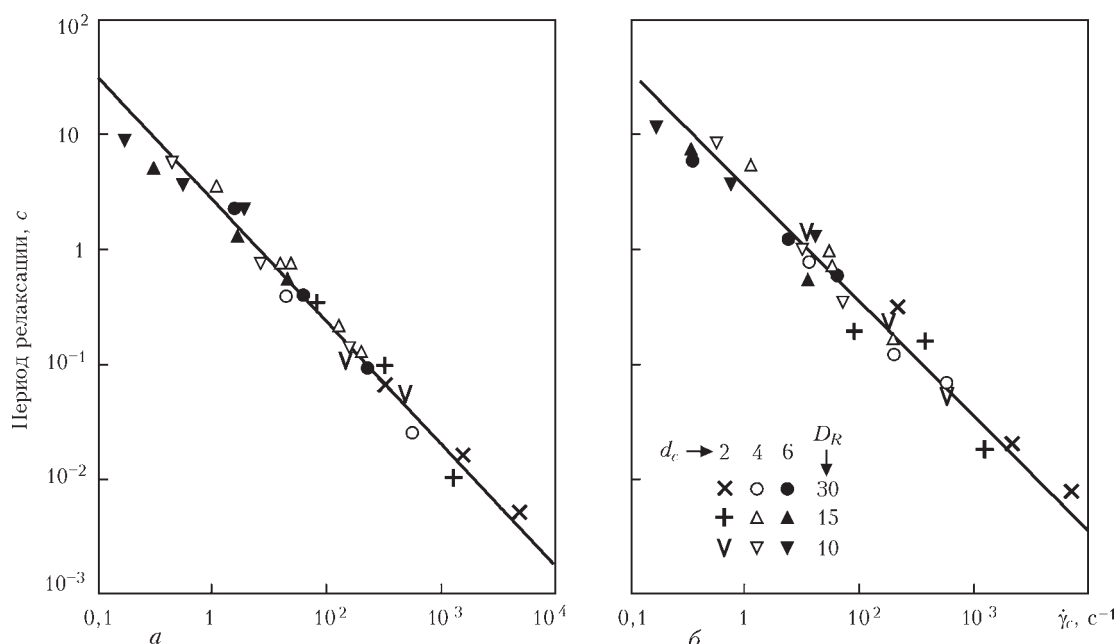


Рис. 9. Зависимость периода релаксации обмазочных масс С2 (а) и Н2 (б), экструдированных из резервуаров с $D_R = 10, 15$ и 30 мм через капилляры с $d_c = 2, 4$ и 6 мм, от градиента скорости сдвига

мость периода релаксации обмазок С2 и Н2 от градиента скорости сдвига, а на рис. 10 — влияние градиента скорости сдвига на сдвиговую вязкость и коэффициент нормальных напряжений, а также средней скорости деформации растяжения — на продольную вязкость обмазок С2 и Н2.

Из рис. 9 следует, что по влиянию скорости деформации на характеристическое время (период релаксации θ), сравниваемые обмазки мало отличаются

друг от друга. Значения $\dot{\gamma}_c$, при которых функции $\theta(\dot{\gamma}_c)$ пересекают горизонталь $\theta = 1$, для сравниваемых обмазок примерно одинаковы ($\dot{\gamma}_c \approx 40 \dots 60$ с^{-1}). Однако рассеяние найденных в экспериментах значений θ у обмазки Н2 больше, чем у обмазки С2. Так, у обмазки С2 соотношение $\theta = \eta/G$ было близким к 1 только в двух опытах ($\beta = 2,5$, $\dot{\gamma}_c = 50$ с^{-1}) и ($\beta = 2,5$, $\dot{\gamma}_c = 35$ с^{-1}). При испытании низковязкой обмазки оказалось 5 таких слу-

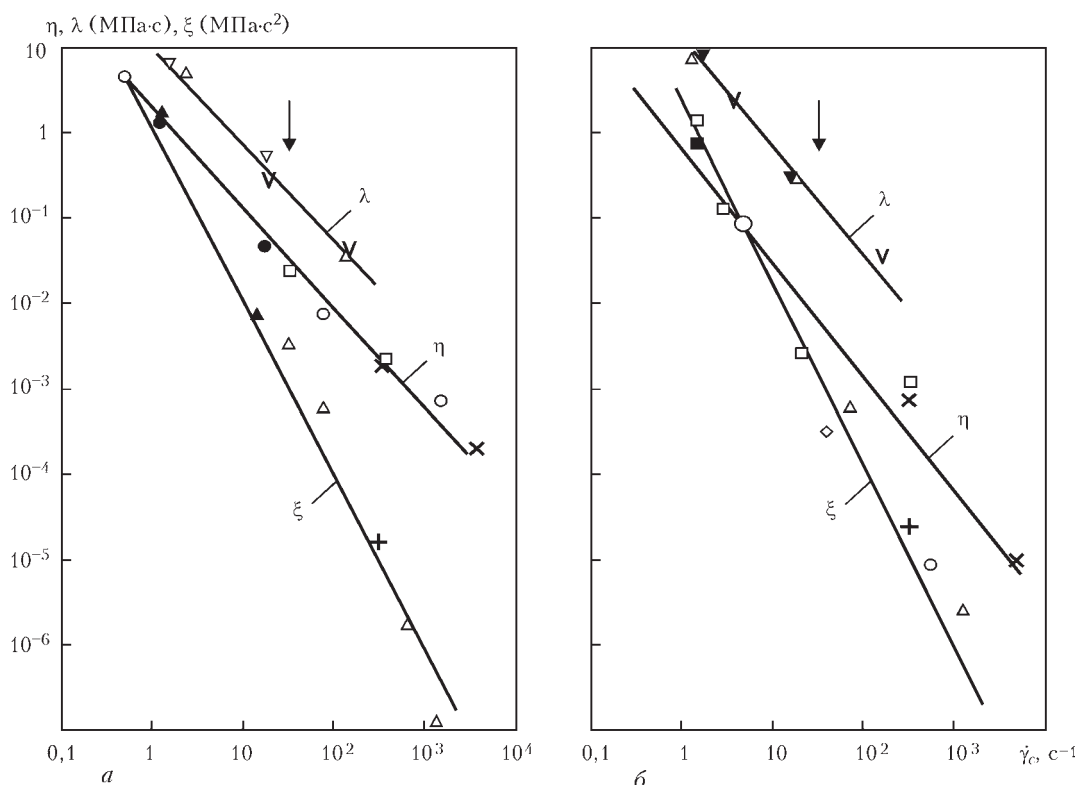


Рис. 10. Зависимость η , ξ и λ от скорости сдвигового и продольного течения: а — С2; б — Н2 (стрелками указано значение $\dot{\gamma}_c$, при котором выполняется условие $\theta = 1$)

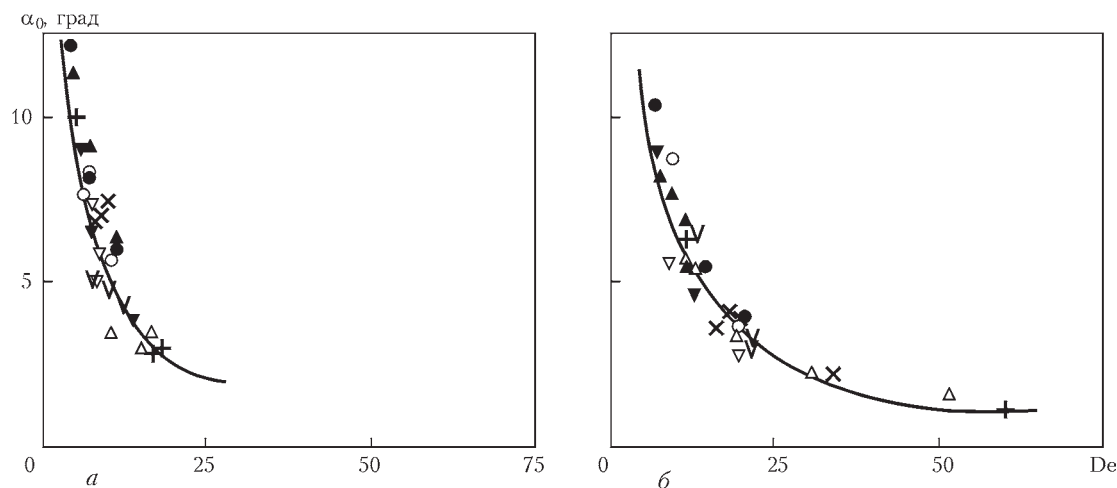


Рис. 11. Влияние значения числа De на угол естественной конвергенции обмачочных масс C2 (а) и H2 (б), экструдруемых из резервуаров с $D_R = 10, 15$ и 30 мм через капилляры с $d_c = 2, 4$ и 6 мм

чаев: ($\beta = 7,5, \dot{\gamma}_c = 40 \text{ с}^{-1}$), ($\beta = 3,75, \dot{\gamma}_c = 40 \text{ с}^{-1}$), ($\beta = 7,5, \dot{\gamma}_c = 40 \text{ с}^{-1}$). ($\beta = 5, \dot{\gamma}_c = 50 \text{ с}^{-1}$) и ($\beta = 2,5, \dot{\gamma}_c = 22 \text{ с}^{-1}$).

В работах [2, 3] было показано, что $\theta = \eta/G = 1$ является необходимым, но не всегда достаточным условием возникновения продолжительных пульсирующих режимов течения обмазок через капилляр. Возникнут ли они в системе из резервуара и капилляра на самом деле и будут ли после этого продолжительными, определится соотношением η/ξ , которое достигается в момент $\theta = 1$. Как следует из рис. 10, вследствие разрушения структуры обмазок функции $\eta(\dot{\gamma}_c)$ и $\xi(\dot{\gamma}_c)$ убывают по мере увеличения $\dot{\gamma}_c$, вторая круче, чем первая, поэтому они пересекаются друг с другом. Левее точки пересечения $\xi > \eta$, поэтому вязкость обмазки не способна демпфировать влияние упругих напряжений. Такое соотношение будет выполняться

вплоть до нулевых скоростей течения, поскольку $\xi_0 = (\eta_0)\theta$ [12]. Правее точки пересечения $\xi < \eta$, поэтому такая способность у обмазки имеется и тем большая, чем выше $\dot{\gamma}_c$.

Из рис. 10 также следует, что взаимное положение прямых $\eta(\dot{\gamma}_c)$ и $\xi(\dot{\gamma}_c)$ неодинаково из-за меньшей вязкости обмазки H2. Поэтому точка пересечения конкурирующих функций у обмазки C2 лежит значительно левее критического значения $\dot{\gamma}_c$ (обозначено вертикальной стрелкой), при котором выполняется условие $\theta = 1$. Как следствие, имеется достаточный запас превышения $\eta(\dot{\gamma}_c)$ над $\xi(\dot{\gamma}_c)$, чтобы противодействовать зарождению пульсирующего режима напорного потока.

У обмазки H2 точка пересечения сравниваемых функций $\eta(\dot{\gamma}_c)$ и $\xi(\dot{\gamma}_c)$ тоже лежит левее критического значения $\dot{\gamma}_c$, но значительно ближе к нему. В результате превышение демпфирующей

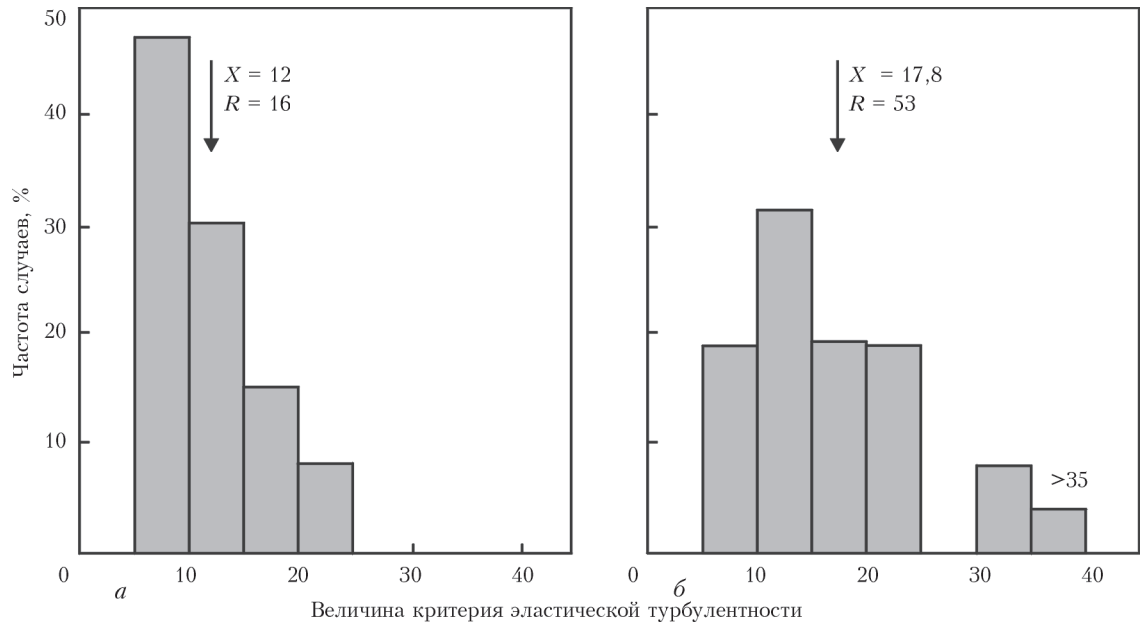


Рис. 12. Статистическое распределение значений De как характеристики угла естественной конвергенции напорных потоков обмачочных масс C2 (а) и H2 (б), экструдруемых из резервуаров с $D_R = 10, 15$ и 30 мм через капилляры с $d_c = 2, 4$ и 6 мм (X — среднее выборочное значение, R — выборочный размах)

функции $\eta(\dot{\gamma}_c)$ над способной вызвать упругие возмущения функцией $\xi(\dot{\gamma}_c)$ можно считать достаточным для предупреждения возможности зарождения пульсирующего потока, но не всегда для того, чтобы полностью подавить такую возможность. Это подтверждается видом экструзионных кривых, частичными релаксациями упругих напряжений в виде сбросов давления, а также существенным рассеянием результатов.

Накопление упругих напряжений сопровождается уменьшением угла естественной конвергенции потока α_0 . На рис. 11 приведено влияние критерия эластической турбулентности De в потоках обмазок С2 (а) и Н2 (б) на величину α_0 . Видно, что вязкая обмазка характеризуется значительно меньшим рассеянием показателя эластической турбулентности и связанной с ним величиной α_0 , чем низковязкая обмазка. Это подтверждается и приведенной на рис. 12 статистической оценкой полученных результатов.

Таким образом, следует ожидать, что с точки зрения повышения стабильности течения обмазок, предназначенных для покрытия сварочных электродов, могут быть полезными подходы, используемые для достижения аналогичных целей в технологии экструдирования полимерных материалов. Они базируются на представлениях о существовании неразрывной связи между двумя эффектами, специфичными для полимерных систем, а именно: появлением при увеличении скорости деформации так называемой аномалии вязкости при течении, с одной стороны, и возникновением нормальных напряжений, вызванных накоплением обратимых деформаций, с другой стороны. Нормальные напряжения в определенном диапазоне довольно медленных деформаций способны спровоцировать разного рода нестабильности потока. Предупредить их появление можно, если нормальные напряжения демпфируются вязкостью системы. Такая возможность имеется благодаря тому, что эффективная вязкость уменьшается с увеличением скорости деформации медленнее, чем коэффициент нормальных напряжений [12].

Выводы

1. С использованием модели проточного ступенчатого канала, имитирующего условия течения электродных обмазочных масс в измерительной ячейке капиллярного вискозиметра или формирующей головки электрообмазочного пресса, исследована структура и реологические характеристики неизотермического потока обмазок для низководородных электродов. Обмазки, одна с вязким, другая — с низковязким жидким стеклом, существенно различались между собой степенью структурированности, соотношением вязкости и

упругости и стойкостью против возникновения нестабильностей в напорных потоках.

2. Установлено, что сравниваемые обмазки по-разному реагируют на режимы капиллярного тестирования, которые регулировали, изменяя секундные расходы или степень редуцирования струи. Обмазка с низковязким стеклом более структурирована и потому менее склонна к диссипативному разогреву, чем ее вязкий аналог, поскольку часть затраченной на течение энергии расходуется на разрушение структуры. С другой стороны, названные выше способы регулирования режимов течения тоже неадекватны друг другу: повышение скорости редуцированием струи вызывает меньший ее разогрев, чем увеличение секундного расхода обмазки, независимо от способа редуцирования — увеличением ли сечения резервуара или уменьшением сечения капилляра.

3. Конкуренция упругих и вязких начал провоцирует разного рода нерегулярности в напорных потоках обмазочных масс. Они выявляются визуализацией (как изменения картины течения), на зарегистрированных экструзионных кривых (как иррегулярности и срывы потока), на кривых течения (как разная степень их неинвариантности) и как изменения суммарных потерь напора, вызванные релаксацией упругих напряжений. При этом упругость следует считать провоцирующим, а вязкость — демпфирующим фактором. Вязкостный разогрев повышает вероятность возникновения нестабильностей, поскольку, как и скорость течения, разрушая структуру обмазки, понижает ее вязкость.

4. Место возникновения нестабильностей — резервуар и капилляр. Роль каждой стадии к появлению, к примеру, нестабильности общих потерь напора в резервуаре и капилляре, в работе предложено учитывать в виде функции комплексного аргумента ω как среднего геометрического градиентов скоростей сдвига в резервуаре и капилляре. Такой подход позволил выявить критический диапазон режимов напорного течения, в пределах которого функция $P_L(\omega)$ исключительно неинвариантна. За пределами этого диапазона кривые течения $P_L(\omega)$ имеют инвариантный вид.

5. Соотношение вязких и упругих свойств сопоставляемых обмазок следует оценивать, сравнивая сдвиговую вязкость η с модулем упругости G , с одной стороны, и сдвиговую вязкость с коэффициентом первой разности упругих напряжений ξ , с другой стороны. Равенство показателей η и G в первом соотношении — необходимое условие для появления возмущений в капиллярном потоке. Возникнут ли они на самом деле и будут ли продолжительными, определяется по значению соотношения η/ξ в момент времени, когда $\eta = G$. Если $\eta > \xi$,

возмущения, даже возникнувшие, например, в виде пульсации потока, не могут быть продолжительными, поскольку динамическая вязкость демпфирует упругость, представленную аналогичным по смыслу коэффициентом ξ . Значения коэффициентов η и ξ уменьшаются по мере увеличения градиента скорости сдвига, второго из них — круче, чем первого. В графическом виде функции $\eta(\dot{\gamma}_c)$ и $\xi(\dot{\gamma}_c)$ пересекаются. Справа от точки пересечения выполняется условие $\eta > \xi$ тем в большей мере, чем выше $\dot{\gamma}_c$, и даже когда $\eta = G$, возникшее возмущение будет кратковременным или осуществится в виде индивидуальных срывов струи. Слева от точки пересечения функций $\eta(\dot{\gamma}_c)$ и $\xi(\dot{\gamma}_c)$ выполняется условие $\eta < \xi$ и это открывает широкие возможности для возникновения продолжительных возмущений.

6. Виды и, особенно, интенсивность возмущений в напорных потоках обмазочных масс зависят от способа регулирования их скорости: редуцированием струи β или скоростью нагнетания обмазки в зону редуцирования плунжером. Увеличением β благодаря большим диаметрам резервуаров наряду с меньшим разогревом обмазки, ослабляется влияние периферийных упругих зон на предкапиллярное пространство, в котором формируется струя, понижается уровень запасенной упругой энергии и, следовательно, инвариантность кривых течения. Наряду с этим, повышается доля деформации материала растяжением, которая облегчает поддержание стабильного потока. Чем больше диаметр резервуара, тем меньше давление, необходимое для обеспечения стабильного напорного потока обмазочных масс.

7. Обмазочные массы, изготовленные на низковязком жидком стекле, в большей мере склонны к возникновению возмущений в напорных потоках, нежели их вязкие аналоги.

1. Соколов Е.В. Электроды с качественным покрытием и их производство // Автоген. дело. — 1950. — № 11. — С. 26–29.
2. Марченко А.Е. Разнотолщинность покрытия как следствие эластической турбулентности электродных обмазочных масс в состоянии неизотермического напорного потока. // Автоматич. сварка. — 2014. — № 6-7. — С. 182–194.
3. Марченко А.Е. Влияние зернового состава шихты на реологические характеристики и структуру напорного потока обмазочных масс для низководородных электродов // Автомат. сварка. — 2014. — № 6-7. — С. 167–175.
4. Марченко А.Е. Исследование вязкоупругих характеристик электродных обмазочных масс в состоянии напорного течения сквозь цилиндрические формирующие насадки: Сварочные материалы 2015. Петраньевские чтения // Сб. докл. Санкт-Петербургской междунаrod. науч.-техн. конф. 15–17 окт. 2015 г. — С. 79–89.
5. Марченко А.Е., Гнатенко М.Ф. Особенности течения электродных обмазочных масс, обнаруженные капиллярным пластометром // Информ. материалы (СЭВ. Координац. центр по пробл. «Развитие научных основ и разработок новых технологических процессов сварки, наплавки и термической резки материалов и сплавов для получения сварных конструкций и создания эффективных сварочных материалов и оборудования»). — Киев, 1980. — Вып. 1. — С. 106–117.
6. Марченко А.Е. О тепловой обстановке, создаваемой вязкостным разогревом электродной обмазочной массы, в зоне формирования напорного потока: Сварочные материалы 2015. Петраньевские чтения // Сб. докл. Санкт-Петербургской междунаrod. науч.-техн. конф. 15–17 окт. 2015 г. — С. 65–78.
7. Перлин И.Л. Теория прессования металлов. — М.: Металлургия, 1964. — 344 с.
8. Течение полимеров в отверстиях фильер. Теория, расчет, практика / В.И. Янков, И.О. Глот, Н.М. Труфанова, Н.В. Шакиров. — М.: Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», Институт компьютерных исследований, 2010. — 368 с.
9. Georgios G. Stick-Slip Instability // Polymer melts instabilities. control and understanding. (Ed. By S.S. Hatzikiriaks, K.K. Migler). — М.: Dekker. N.Y., 2005. — P. 176–221.
10. Philippoff W., Gaskins F.H. The capillary experiment in rheology // Trans. Soc. Rheol. II. — 1958. — P. 263–284.
11. Nonlinear dynamics of viscoelastic flow in axisymmetric abrupt contractions / G.H. McKinley, W.P. Raiford, R.A. Brown, R.C. Armstrong // J. Fluid Mech. — 1991. — 223. — P. 411–456.
12. Виноградов Г.В., Малкин А.Я. Реология полимеров. — М.: Химия, 1977. — 440 с.

Поступила в редакцию 30.11.2015

Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Збірник наукових статей. — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2015. — 816 с. (електронне видання <http://patonpublishinghouse.com/rus/compilations#winresurs2015>).

До збірника ввійшли статті, які підготовлені за результатами цільової комплексної програми НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин», отриманими впродовж 2013–2015 рр., до реалізації якої було залучені інститути НАН України. Мета програми — розробка методологічних основ прогнозування залишкового ресурсу конструкцій, створення методів, технічних засобів і технологій для оцінки технічного стану та подовження термінів експлуатації техногенно та екологічно небезпечних об'єктів.

Для наукових співробітників, інженерів, студентів старших курсів, зайнятих розробкою та експлуатацією конструкцій, споруд та машин.

Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин



ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЕРДЕЧНИКОВ САМОЗАЩИТНЫХ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК НА СВАРОЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

А.С. КОТЕЛЬЧУК

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

В работе проведено сопоставление эффективности газовой защиты расплавленного металла при сварке самозащитными порошковыми проволоками карбонатно-флюоритного типа с учетом свойств их сердечников, исследованных термоаналитическими методами. Показано, что для улучшения надежности газовой защиты при сварке такими порошковыми проволоками важно не просто обеспечить генерацию большого объема защитных газов при термодеструкции сердечника проволоки, но и управлять этим процессом, обеспечивая достаточное газовыделение на всех этапах нагрева и плавления порошковой проволоки. Используя данные дифференциальной сканирующей калориметрии шихты порошковых проволок карбонатно-флюоритного типа, содержащих карбонат лития, выполнена оценка затрат тепла на нагрев и плавление порошкового сердечника, сопровождающиеся развитием энергозатратных процессов термической деструкции компонентов сердечника. Предлагается ограничивать содержание карбонатов в проволоке на уровне 1...2 % массы, что позволяет сохранить на приемлемом уровне показатели, характеризующие устойчивость процесса сварки, и при этом обеспечить достаточную газовую защиту металла и хорошую отделимость шлаковой корки. Управление ходом термохимических реакций в сердечнике достигается за счет подбора нужного его состава с обеспечением благоприятного плавления порошковой проволоки и переноса электродного металла в сварочную ванну. Библиогр. 5, табл. 3, рис. 5.

Ключевые слова: дуговая сварка, порошковая проволока, стабильность плавления и переноса металла, комплексный термический анализ, теплофизические свойства, сварочно-технологические характеристики

Порошковые проволоки для электродуговой сварки объединяют преимущества двух процессов: сварки проволокой сплошного сечения в защитных газах и ручной дуговой сварки покрытыми электродами. Порошковые проволоки в своем составе, как правило, содержат компоненты для легирования и раскисления металла сварного шва, газо- и шлакообразующие компоненты, которые обеспечивают защиту расплавленного металла, его рафинирование и требуемый химический состав металла шва, а также легкоионизирующиеся добавки, стабилизирующие дуговой разряд, для гарантирования высокой производительности процесса [1, 2].

Сварочно-технологические свойства порошковых проволок определяют возможности их применения для сварки различных металлоконструкций в разнообразных условиях, например, при сварке на открытых площадках при воздействии ветра (или неконтролируемых воздушных потоков). Эти свойства, в свою очередь, определяются преимущественно составом наполнителя (сердечника) порошковых проволок. Построение композиции сердечника порошковой проволоки позволяет управлять процессами переноса расплавленного электродного металла и защиты от воздействия окружающей атмосферы

(что важно, в частности, при использовании самозащитных порошковых проволок), а также формирования металла шва и обеспечения его требуемых свойств.

Самозащитные порошковые проволоки представляют собой сварочный материал, применение которого не требует подачи защитного газа (например, при выполнении сварочно-монтажных работ, где подача защитного газа затруднена). Защищает переносимого расплавленного электродного металла и сварочной ванны от вредного взаимодействия с кислородом и азотом окружающего воздуха, которое может привести к пористости и ухудшению механических свойств металла сварного шва, в самозащитных порошковых проволоках карбонатно-флюоритного типа реализована за счет термохимических реакций разложения карбонатов и фтор-силикатов, входящих в состав сердечника таких проволок, с образованием защитной атмосферы.

Таблица 1. Состав газообразующей композиции порошковых проволок

Газообразующие компоненты	Содержание компонентов, мас. %							
	в проволоке				в сердечнике			
	КФ1	КФ2	КФ3	КФ4	КФ1	КФ2	КФ3	КФ4
CaCO ₃	2,8	2,6	3,7	3,9	16,1	16,2	22,4	21,2
Na ₂ CO ₃	2,1	1,6	—	1,5	12,1	9,9	—	8,1
Na ₂ SiF ₆	—	1,2	2,1	2,3	—	7,5	12,8	12,5

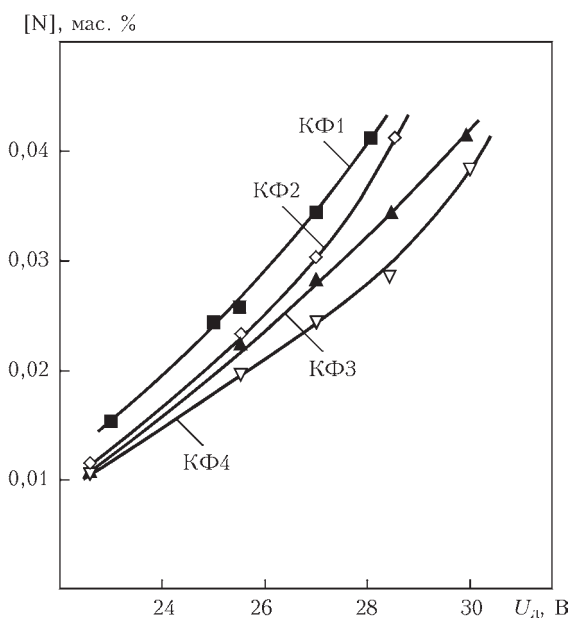


Рис. 1. Влияние напряжения дуги на содержание азота в металле, наплавленном порошковыми проволоками карбонатно-флюоритного типа

При сварке в монтажных условиях, где зона сварки неизбежно подвержена влиянию неконтролируемых воздушных потоков, достаточно остро стоит вопрос надежности защиты расплавленного металла. В этом случае эффективность защиты на практике принято оценивать по возможности удлинения дуги ΔU_d [2, 3]:

$$\Delta U_d = U_d^{\max} - U_d^{\min}, \quad (1)$$

где U_d^{\min} — минимальное напряжение дуги, при котором возможна сварка для заданного значения сварочного тока (скорости подачи электродной проволоки), а U_d^{\max} — максимальное напряжение дуги, при котором удастся получать сплошные швы, т. е. швы, в которых отсутствуют поры, вызванные пересыщением металла азотом.

Используя методику, изложенную в работе [3], провели оценку стойкости формируемой газовой

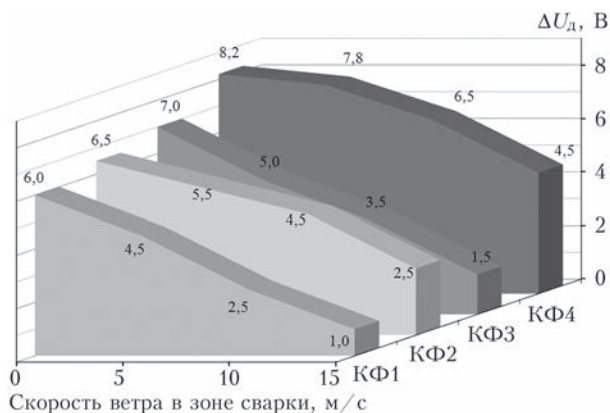


Рис. 2. Возможность удлинения дуги $\Delta U_d = U_d^{\max} - U_d^{\min}$ при сварке самозащитными порошковыми проволоками карбонатно-флюоритного типа под воздействием ветрового потока

защиты при сварке самозащитными порошковыми проволоками карбонатно-флюоритного типа диаметром 2,2 мм к воздействию ветра в зоне сварки. Составы газообразующей части сердечников проволок приведены в табл. 1. В качестве шлакообразующих компонентов в сердечник проволок также вводили флюорит (CaF_2), рутил (TiO_2), перовскит (CaTiO_3), волластонит ($\text{Ca}_3(\text{Si}_3\text{O}_9)$) и глинозем (Al_2O_3). Наплавку контрольных валиков на пластины низколегированной стали проводили при значении сварочного тока на уровне 280 А. Все четыре проволоки продемонстрировали хорошие защитные свойства при сварке под воздействием ветрового потока в зоне горения дуги со скоростью до 5 м/с. Однако ухудшение эффективности формируемой ими газовой защиты расплавленного металла (уменьшение допустимого удлинения дуги) при увеличении скорости ветра выше 5 м/с у порошковых проволок КФ1 и КФ3 заметнее, чем у проволок КФ2 и КФ4. Газовый анализ образцов, вырезанных из центральной части шестислойных наплавов, показал, что с увеличением скорости ветра в зоне сварки содержание азота в наплавленном металле повышается, причем темп нарастания содержания азота сопоставим с темпом сужения диапазона рабочих напряжений на дуге (рис. 1 и 2).

Объяснение этому можно найти, исследуя теплофизические свойства моделей сердечников этих проволок при динамическом нагреве до температур порядка 1500 °С, используя методы комплексного термического анализа, включающие термогравиметрический, дифференциальный термогравиметрический анализы и дифференциальную сканирующую калориметрию, а также масс-спектроскопию выделяющихся газов [4].

{CO₂} и {SiF₄}, моль/г проволоки

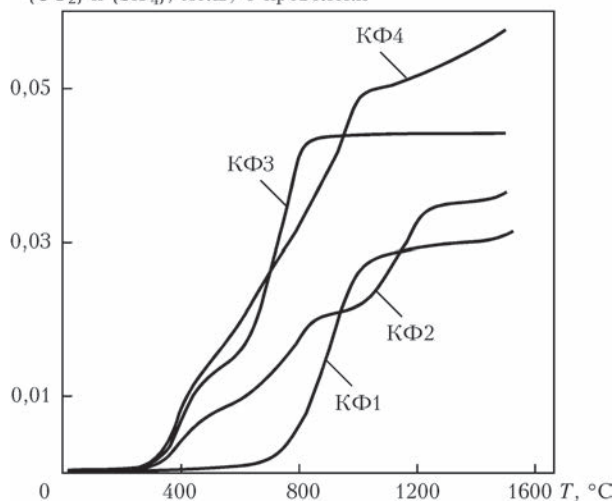


Рис. 3. Суммарное количество защитных газов (CO_2 , SiF_4), выделяющихся из сердечников порошковых проволок карбонатно-флюоритного типа, при непрерывном нагреве со скоростью 10 °С/мин 1 г порошковой проволоки

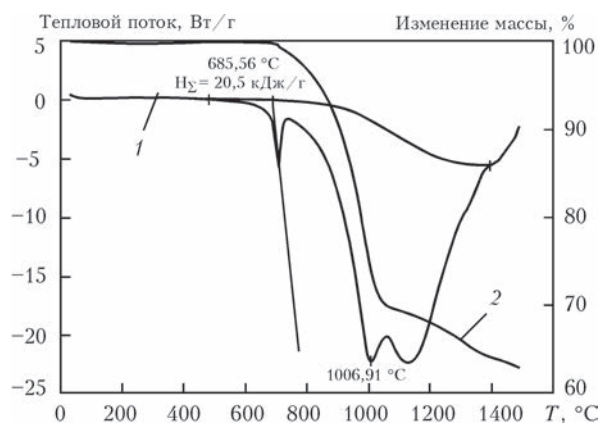


Рис. 4. Термический анализ модельной шихты порошковой проволоки, содержащей Li_2CO_3 , методами дифференциальной сканирующей калориметрии и термогравиметрии (1 — тепловой поток; 2 — изменение массы)

Такие исследования были проведены с использованием совмещенного термоанализатора TGA/DSC Q600 STD (фирмы «TA Instruments», США) и масс-спектрометра VG ProLab (фирмы «Thermo Scientific Fisher», Великобритания). Перед проведением исследований были выполнены в соответствии с требованиями инструкций все необходимые калибровки термоанализатора: по температуре, тепловому потоку и сигналу массы во всем исследуемом интервале температур. Исследования проводили в потоке воздуха со скоростью 50 мл/мин при линейной скорости нагрева $10^\circ\text{C}/\text{мин}$. Масса образцов во всех экспериментах составляла около 20 мг. Для исследований использовали керамические тигли (изготовленные из оксида алюминия Al_2O_3).

При термической деструкции материалов сердечника выделяются газы, различные по молекулярной массе (в частности, SiF_4 , CO_2), поэтому данные термогравиметрического анализа не отражают в полной мере объемы выделяющихся защитных газов. Поскольку один моль любого газа при идентичных условиях (давлении и температуре) занимает один и тот же объем, то, по-видимому, целесообразно оценивать формирование газовой защиты при термической деструкции компонентов сердечника порошковой проволоки в мольных количествах. При расчетах мольного количества защитных газов учитывались составы проволок. Данные температурных зависимо-

стей образования мольных количеств защитных газов, отнесенных к массе проволоки, представлены на рис. 3. Эти данные могут подтвердить, что защитные свойства композиции порошковой проволоки при сварке в отсутствии внешнего влияния воздушных потоков на зону сварки напрямую зависят от объемов защитных газов, образующихся при нагреве и плавлении сердечника. Так, лучшие характеристики из четырех рассматриваемых проволок обеспечивает композиция проволоки КФ4, худшие — КФ1. Но этот подход не может объяснить разницу в защитных характеристиках композиции проволок КФ3 и КФ2 при сварке под воздействием воздушных потоков. При скорости воздушного потока выше 5 м/с проволока КФ2 характеризуется более устойчивой защитой к воздействию ветрового потока, чем КФ3, хотя объем защитных газов, образующихся при нагреве и плавлении сердечника проволоки КФ3 выше, чем КФ2. Процесс образования защитной атмосферы при нагреве шихты проволоки КФ3 происходит в сравнительно узком температурном интервале. Учитывая квазистационарность распределения температур при нагреве порошковой проволоки на вылете, это приводит к сужению размеров зоны генерации газов на вылете порошковой проволоки. Основная масса защитных газов для сердечника проволоки КФ1 (более 75 мас. %) выделяется в интервале температур от 600 до 800°C и весь процесс газообразования завершается еще до достижения 900°C . Для шихты проволоки КФ2 характерно более равномерное выделение защитных газов (CO_2 и SiF_4) в температурном интервале от 400 до 1400°C , что обусловливается использованием смеси карбонатов и большей долей плавней в шихте. До образования в шихтовой композиции расплава карбонат натрия способствует началу реакции диссоциации карбоната кальция, а после образования расплава — тормозит выделение защитных газов (см. рис. 3).

Таким образом, полученные данные свидетельствуют о том, что для обеспечения высокой эффективности газовой защиты при сварке самозащитными порошковыми проволоками важно не только обеспечить генерацию большого объема защитных газов, но и управлять процессами газо-

Таблица 2. Статистические характеристики процесса сварки опытными самозащитными порошковыми проволоками

Содержание карбоната лития в проволоке, мас. %	Напряжение дуги			Сварочный ток			Среднее значение времени коротких замыканий, мкс	Частота коротких замыканий, с^{-1}
	Среднее значение, В	Стандартное отклонение, В	Коэффициент вариации	Среднее значение, А	Стандартное отклонение, А	Коэффициент вариации		
0	23,1	2,3	0,10	289,1	28,0	0,10	112,5	4
1	21,8	1,6	0,07	296,4	24,9	0,08	159,7	15
2	22,9	2,4	0,10	283,0	36,0	0,15	225,0	26
3	22,0	3,8	0,17	294,5	49,4	0,17	532,0	75

выделения для создания защитной атмосферы на всех этапах нагрева и плавления порошковой проволоки, переноса электродного металла и формирования сварочной ванны.

Затраты тепла на нагрев и плавление порошкового сердечника могут существенным образом влиять на сварочно-технологические свойства порошковой проволоки [1]. Оценку таких затрат можно провести, используя данные дифференциальной сканирующей калориметрии на примере шихт порошковых проволок карбонатно-флюоритного типа, содержащих карбонат лития (рис. 4). При нагреве модельной шихты порошковой проволоки тепло расходуется на плавление и термическую диссоциацию Li_2CO_3 , приводящую к образованию Li_2O в шлаковой фазе и выделение в газовую фазу CO_2 . При этом суммарный затратный тепловой эффект (H_Σ , см. рис. 3) может достигать 20,5 кДж/г модельного сердечника. Эти данные позволяют оценить тепловой баланс при нагреве и плавлении порошковой проволоки, сердечник которой содержит карбонат лития. Так, например, при сварке порошковой проволокой диаметром 1,6 мм, содержащей 1 мас. % Li_2CO_3 , на режиме U_d примерно 24 В и $I_{\text{св}}$ около 250 А ($v_{\text{п.п.}}$ около 3,5 м/мин.) до 2,4 % подведенной энергии будет расходоваться на нагрев, плавление и термическую диссоциацию компонентов сердечника проволоки, что приводит к заметному ухудшению сварочно-технологических свойств — понижению стабильности горения дуги, повышенному разбрызгиванию электродного металла.

Оценку сварочно-технологических свойств самозащитных порошковых проволок с различным содержанием карбоната лития в сердечнике проводили на примере проволоки трубчатой конструкции диаметром 1,6 мм. При этом сварку вели на постоянном токе прямой полярности. Результаты статистической обработки значений сварочного тока и напряжения дуговой сварки этими порошковыми проволоками, полученные с помощью системы, использующей скоростные аналого-цифровые преобразователи, для мониторинга и обработки электрических сигналов дуговой сварки с частотой 50 кГц [5], приведены в табл. 2 и на рис. 5.

Таблица 3. Показатели технологических свойств порошковых проволок, содержащих различное количество карбонатов в сердечнике

Содержание карбоната лития в проволоке, мас. %	Напряжение дуги, В	Сварочный ток, А	Потери на разбрызгивание, %	Отделимость шлаковой корки, баллы	Наличие дефектов
0	19...22	220...270	5,1	3	Нет
	23...26	250...300	4,8	3	Поры
1	19...22	220...250	5,2	5	Нет
	23...26	250...300	4,9	5	Нет
2	19...22	250...300	7,2	5	—
	23...27	310...350	6,9	5	—
3	18...22	240...290	11,3	4	—
	22...24	300...350	9,3	4	—

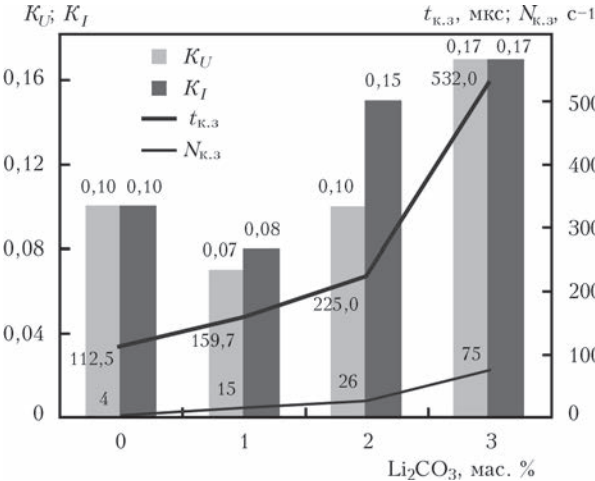


Рис. 5. Коэффициенты вариации напряжения дуги K_U и сварочного тока K_I , среднее время $t_{\text{к.з}}$ и частота коротких замыканий $N_{\text{к.з}}$ при сварке опытными самозащитными порошковыми проволоками в зависимости от содержания карбоната лития в сердечнике проволоки

Полученные данные показывают, что содержание карбоната лития в сердечнике проволоки не оказывает существенного влияния на технологические характеристики процесса при его содержании до 2 % массы проволоки. Превышение этого значения ведет к повышению разбрызгивания электродного металла (см. табл. 3).

В общем случае, введение карбонатов способствует улучшению отделимости шлака по краям металла шва. Это улучшение объясняется влиянием оксидов, образующихся при разложении карбонатов, на гомогенизацию шлака. Увеличение содержания карбонатов в сердечнике проволоки выше 2 мас. % улучшает газовую защиту несущественным образом, однако при этом приводит к заметным изменениям химического состава металла шва — несколько снижается содержание раскисляющих и легирующих элементов в металле шва, а содержание кислорода повышается. Таким образом, можно сделать вывод, что содержание карбонатов в проволоке целесообразно ограничить на уровне 1...2 % от ее массы, что позволяет сохранить на приемлемом уровне показатели, характеризующие устойчивость процесса сварки, и при этом обеспечить эффективную газо-

вую защиту металла и хорошую отделимость шлаковой корки.

В заключение следует отметить, что исследования физико-химических свойств порошковых материалов и их смесей, которые моделируют сердечники порошковых проволок, проводимые методами комплексного термического анализа (дифференциального термического, термогравиметрического, дифференциального термогравиметрического анализа и сканирующей калориметрии), а также методом масс-спектропии газовой фазы при динамическом нагревании до температуры плавления стали, показали, что процесс нагревания смесей порошковых материалов, которые содержат газо- и шлакообразующие компоненты вместе с металлическими порошками сопровождается протеканием реакций диссоциации с газовыделением, окислением и плавлением смесей и образованием первичного расплава металлической и шлаковой фаз. Образование шлакового расплава еще на стадии нагрева порошкового сердечника до плавления оболочки проволоки и выделение газов (CO_2 , SiF_4) способствует улучшению защитных функций порошковых проволок при сварке без дополнительной защиты. Тепловые эффекты термических реакций, которые сопровождают процесс нагревания, протекают одновременно (эндотермические процессы деструкции, плавление и экзотермические окисления и образования ком-

плексных соединений). Управление этими реакциями за счет изменения состава смеси позволяет регулировать скорость плавления сердечника, способствует формированию благоприятных характеристик плавления порошковой проволоки и переноса электродного металла в сварочную ванну.

В качестве компонентов порошковой проволоки, которые снижают температуру начала оплавления сердечника, целесообразно использовать металлические порошки на основе алюминия и его сплавов, неметаллические шлако- и газообразующие компоненты типа карбонатов, оксидов и фторидов щелочных металлов.

1. Widgery D. Tubular cored wire welding // New developments in advanced welding / Ed. Dr. Nasir Ahmed. – Cambridge, England: Woodhead Publishing Limited, 2005. – P. 21–39.
2. *Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие газов с металлами* / И.К. Походня, И.Р. Явдошин, В.И. Швачко и др. // Под ред. И.К. Походни. – Киев: Наук. думка, 2004. – 444 с.
3. Shlepakov V.N., Suprun S.A., Kotelchuk A.S. Estimating of the characteristics of glux-cored wire welding under the wind flow effect // Welding under extreme conditions. Proc. of Intern. conf., Helsinki, Finland, 4–5 Sept., 1989. – Oxford, New York: Pergamon Press, 1990. – P. 171–179.
4. Шлепаков В.Н., Котельчук А.С. Исследование термических характеристик смесей дисперсных материалов методами динамического термического анализа // Автомат. сварка. – 2011. – № 12. – С. 16–19.
5. Arc welding process statistical analysis. Methodical approaches, analysis conceptions, experiences. Manual-guide / V. Ponomarev, O. Al-Erhayem, R.L. Apps, B. Lindberg. – DTU-Helsingor, Denmark: JOM-Institute, 1997. – 158 p.

Поступила в редакцию 29.10.2015



Ассоциация «Электрод»

ООО Промышленная
компания «ХОБЭКС электрод»



при поддержке

Российского научно-технического сварочного общества и Общества сварщиков Украины

IX Международная конференция «Дуговая сварка. Материалы и качество»

*Посвящается 50-летию Первой всесоюзной конференции
по сварочным материалам (1966 г.)
и 25-летию создания ассоциации «Электрод» (1990 г.).*

31 мая – 3 июня 2016 г.

г. Волгоград

Тематика конференции

- Совершенствование дуговых процессов сварки
- Разработка инновационных сварочных материалов
- Технологии производства материалов и подготовка кадров
- Качество и конкурентоспособность материалов

<http://association-electrode.com>; тел./факс: (+38044) 200 63 02.

E-mail: office@association-electrode.com

Информационная поддержка: журнал «Автоматическая сварка»

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ОБЕСПЕЧЕНИЯ НИЗКИХ СОДЕРЖАНИЙ ДИФфуЗИОННОГО ВОДОРОДА ПРИ СВАРКЕ ЭЛЕКТРОДАМИ ОСНОВНОГО ТИПА

А.П. ПАЛЬЦЕВИЧ

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе рассмотрены механизмы предотвращения поглощения водорода с участием CaF_2 и SiO_2 при сварке под флюсом и покрытыми электродами, которые приводят к образованию HF, базирующиеся на термодинамических расчетах. Экспериментально установлено образование SiF_4 и HF в пробах воздуха в зоне дуги. По мнению исследователей HF является термически стойким соединением в дуговом промежутке и, таким образом, снижающим Рн в зоне дуги. Критерием эффективности данного механизма служило снижение и устранение пористости швов при сварке под флюсом. Дальнейшие работы и точные данные о термических свойствах газов HF, H_2 , H_2O , N_2 и др. при высоких температурах, а также результаты экспериментов с измерением содержания $[\text{H}]_{\text{диф}}$ в швах показали, что указанный выше механизм не обеспечивает сверхнизкие содержания $[\text{H}]_{\text{диф}}$. В настоящей работе проведены исследования по влиянию CaF_2 и вла-госодержания в покрытии на содержание $[\text{H}]_{\text{диф}}$, определено содержание примесей воды в компонентах электродных покрытий при нагреве до 1000 °С. Показано, что предварительная термообработка компонентов обеспечивает снижение уровня $[\text{H}]_{\text{диф}} \leq 3\text{-}2$ мл/100 г в зависимости от состава покрытия. Библиогр. 19, табл. 3, рис. 5.

К л ю ч е в ы е с л о в а : дуговая сварка, покрытые электроды, потенциальный водород, диффузионный водород, фторид кремния, фтористый водород, диссоциация газов, компоненты электродных покрытий, хроматографический анализ водорода, исследования

Водород является нежелательной примесью в металле сварных швов, так как приводит к образованию пористости и является одной из причин возникновения холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных низколегированных сталей.

В соответствии с нормами Международного института сварки (МИС), электроды классифицируют по содержанию вносимого или диффузионного водорода в наплавленный металл $[\text{H}]_{\text{диф н.м.}}$: до 5 мл/100 г — очень низкое, до 10 мл/100 г — низководородное, до 15 мл/100 г — средневодородное содержание. В соответствии с нормами AWS уровни содержания $[\text{H}]_{\text{диф н.м.}}$ составляют 2, 4, 8, 16 мл /100 г. Методы анализа: по стандарту ИСО 3690-2000E: ртутно-вакуумный первичный (primary), хроматографический — экспрессный, благодаря сокращению времени анализа до 6 часов за счет температуры анализа 150 °С; по стандарту AWS/ANS-A.4—93 — хроматографический — 6 ч, температура анализа 150 °С. Необходимо отметить, что применение спиртовой или глицериновой проб не дает реального представления о содержании $[\text{H}]_{\text{диф н.м.}}$, поскольку эти методики дают заниженные результаты.

Проблема обеспечения уровня $[\text{H}]_{\text{диф н.м.}} < 5$, а тем более ≤ 3 и 2 мл/100 г, окончательно не решена и является актуальной. Ряд мер, принимае-

мых к используемым электродам при сварке: повторная прокатка, в том числе и с повышенной температурой, хранение электродов в термопена-лах, а также обеспечение чистоты кромок свариваемых соединений не всегда могут обеспечить низкие уровни содержания водорода. Как известно, содержание растворенного водорода в железе по закону Сиверта определяется парциальным давлением водорода в газовой фазе. Источником водорода в металле сварного шва является электродное покрытие и водяной пар окружающей атмосферы. В качестве газошлакообразующих компонентов в электродное покрытие входят карбонаты CaCO_3 , MgCO_3 , обеспечивающие защиту зоны дуги от окружающей атмосферы, плавиковый шпат, кварцевый песок, рутит, алюмосиликаты и др., а также легирующие компоненты, раскислители и технологические добавки. Минеральные компоненты содержат в своем составе различные количества примеси воды в различной форме [1, 2], легирующие компоненты — водород [2]. Вместе с влагой сухого остатка жидкого стекла общее содержание водорода в покрытии определяют как потенциальный водород $(\text{H})_{\text{п}}$.

При нагреве покрытия в зоне горения дуги наряду с диссоциацией карбонатов происходит процесс шлакообразования, ряд реакций в газовой фазе и поглощение водорода металлом сварочной ванны [3]. Как было установлено эксперименталь-

но и термодинамическими расчетами [4, 5] при сварке под кремнемарганцевыми флюсами заметное развитие получает реакция CaF_2 и SiO_2 с образованием SiF_4 и последующей реакцией SiF_4 с H_2O и H_2 с образованием фтористого водорода HF . Вначале было выдвинуто предположение, что HF очень стойкое соединение в газовой фазе дуги вплоть до температуры $\sim 6000^\circ\text{C}$, которое позволяет связывать водород и, тем самым, снижать склонность швов к образованию пор, вызванных водородом. Используя новые термодинамические данные о свойствах веществ И.И. Фрумин [5] отметил, что HF термически более устойчив к диссоциации чем H_2 , H_2O и OH и таким образом может приводить к снижению содержания водорода в сварочной ванне. С применением масс-спектрального метода [6] И.К. Походня с сотрудниками установили наличие SiF_4 и HF в пробах газов, выделяющихся при сварке порошковыми проволоками, и образование HF в дуговом разряде в вакууме при использовании электрода, содержащего CaF [7]. В работе [8] был выполнен анализ влияния температуры дуги на прочность двухатомных молекул HF , O_2 , H_2 к диссоциации и показано, что при $T_d > 3000\text{ K}$ HF диссоциирует и устойчив на периферии дуги, где и может происходить связывание водорода.

Данные о термической диссоциации молекул газа, рассчитанные на основе спектроскопических измерений, из работы [9] и энергии разрыва связей D_0 из работы [10] представлены в табл. 1. Из них следует, что степень термической диссоциации HF в зависимости от температуры несколько ниже в сравнении с молекулами O_2 и H_2 , но существенно выше чем N_2 и CO .

Молекула N_2 более устойчива к диссоциации в сравнении с HF . Однако и азот и водород ощутимо растворяются в железе начиная с температуры $\sim 600^\circ\text{C}$. По данным работ [11, 12] при столкновении молекул H_2 и N_2 с поверхностью при соответствующей ориентации за счет силового поля ненасыщенных связей поверхностных атомов железа существенно облегчается диссоциация молекул и переход H и N к растворению в решетке. Таким образом, на периферии столба дуги также возможен процесс растворения водорода, находящегося в соединении со фтором, если сопоставить энергии разрыва связей D_0 и зависимости диссоциации HF и N_2 от температуры.

По приведенным в табл. 1 данным наиболее прочной молекулой является окись углерода. Степень ее диссоциации α при $T = 6000\text{ K}$ составляет $9,59 \cdot 10^{-2}$, то есть при температуре столба дуги [13] CO практически не диссоциирована. Эксперименты при дуговой сварке в среде CO [14] показали, что коэффициент перехода элементов в металл

Таблица 1. Данные о термической диссоциации молекул газа и энергии разрыва связей

Диссоциация молекулы	Степень диссоциации α при $T = 3500\text{ K}$	Энергия связи D_0 , Кдж/моль
$\text{H}_2 = \text{H} + \text{H}$	0,282	438
$\text{H}_2\text{O} = \text{OH} + \text{H}$	0,331	484
$\text{O}_2 = \text{O} + \text{O}$	0,236	494
$\text{HF} = \text{H} + \text{F}$	$7,2 \cdot 10^{-2}$	565
$\text{N}_2 = \text{N} + \text{N}$	$1,1 \cdot 10^{-4}$	941
$\text{CO} = \text{C} + \text{O}$	$\sim 1,010 \cdot 10^{-10}$	1071

шва равен $0,9 \dots 1$, то есть высокая энергия связи $\text{C}-\text{O}$ практически обеспечивает ее нейтральность к металлу сварочной ванны подобно Ag или He .

Термодинамический анализ образования SiF_4 и его дальнейшая реакция с парами воды и водородом показывают возможность снижения содержания водорода в металле шва. Эффективность снижения содержания $[\text{H}]_{\text{диф. н.м.}}$ исследовали введением CaF_2 и слюды мусковит, содержащей $\sim 4,5\%$ H_2O , в состав покрытия опытных электродов при содержании мрамора $46 \dots 50\%$, кварцевого песка и слюды мусковит в сумме 28% . Прокалка электродов выполнялась при $T = 420^\circ\text{C}$ в течение 1 ч. Сварку образцов выполняли на постоянном токе 160 A обратной полярности. Содержание $[\text{H}]_{\text{диф. н.м.}}$ измеряли по ГОСТ 23338 хроматографическим методом. Результаты опытов приведены на рис. 1.

По полученным данным видно, что с увеличением содержания CaF_2 в составе покрытия при различных уровнях введенной влаги содержание $[\text{H}]_{\text{диф. н.м.}}$ снижается. Степень снижения содержания $[\text{H}]_{\text{диф. н.м.}}$ с ростом содержания CaF_2 уменьшается. Подобный характер зависимости содержания $[\text{H}]_{\text{диф. н.м.}}$ от содержания CaF_2 получен в работах [15, 16] и объясняется снижением активности кремнезема с ростом содержания CaF_2 .

При отсутствии слюды мусковит и CaF_2 в составе покрытия содержание $[\text{H}]_{\text{диф. н.м.}}$ составило $8,5\text{ мл}/100\text{ г}$. Парциальное давление водорода P_{H} (H_2 , H , OH , H_2O) в газовой фазе дугового промежутка обусловлено наличием $(\text{H})_{\text{п}}$ в покры-

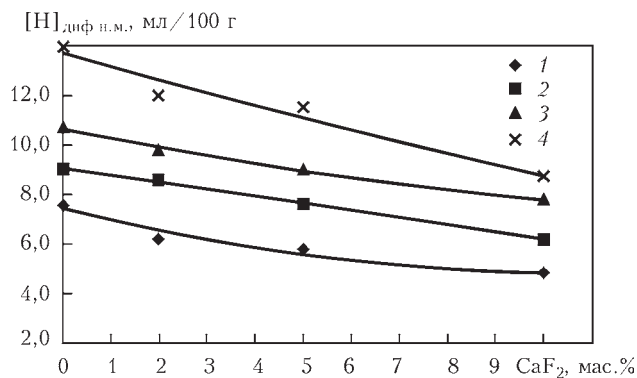


Рис. 1. Зависимость содержания $[\text{H}]_{\text{диф. н.м.}}$ от содержания CaF_2 , мас. % покрытий электродов: 1 — 0% CaF_2 ; 2 — 2% CaF_2 ; 3 — 5% CaF_2 ; 4 — 10% CaF_2

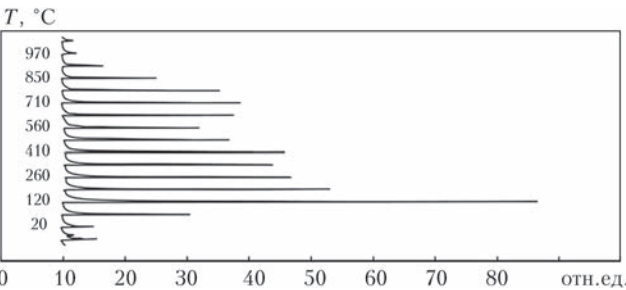


Рис. 2. Термодесорбция водорода из плавикошпатового концентрата

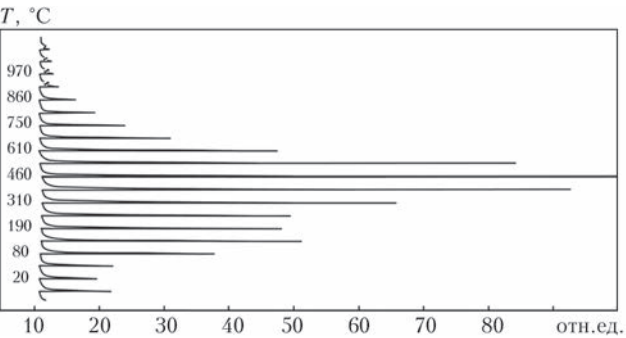


Рис. 3. Термодесорбция водорода из рутилового концентрата

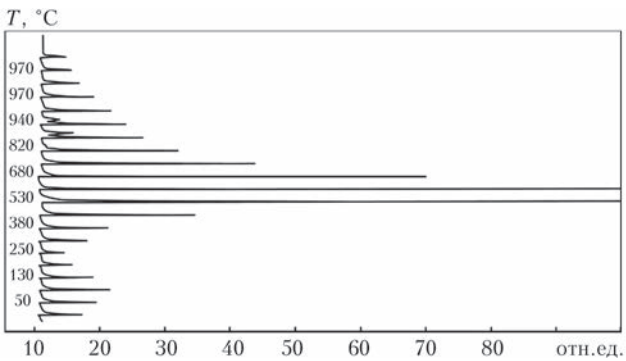


Рис. 4. Термодесорбция водорода из кварцевого песка

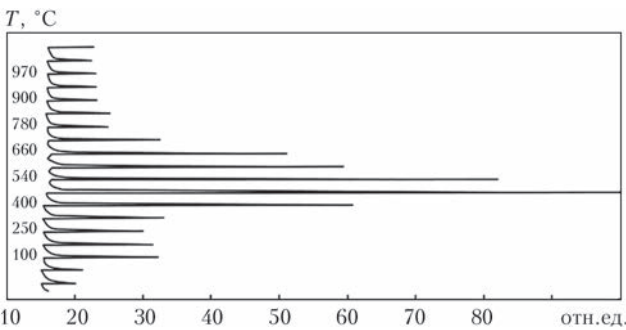


Рис. 5. Термодесорбция водорода из сухого остатка Na стекла

Таблица 2. Содержание (Н)_п в компонентах электродного покрытия

Компонент	Содержание (Н) _п в состоянии поставки, мл/100 г	Содержание (Н) _п после прокали 950...1000 °С, мл/100 г
Кварцевый песок	175	~ 10
Плавикошпатовый концентрат	340	~15
Рутиловый концентрат	490	~ 10

тии электрода, продуктами диссоциации CaCO₃, а также парами компонентов шлакового расплава. При введении в состав покрытия 10 мас. % CaF₂ происходит снижение содержания [Н]_{диф н.м.} до 4,8 мл/100 г. В этом случае P_н дополнительно уменьшается благодаря образованию SiF₄ за счет реакции CaF₂ и SiO₂ и образованию HF, который снижает способность водорода к растворению в жидком металле по сравнению с H₂ и H₂O исходя из величин D₀. Однако следует отметить, что в реакции образования SiF₄ участвует лишь небольшая доля начального количества CaF₂ и SiO₂ [17].

Для изучения возможности снижения (Н)_п покрытия электродов и [Н]_{диф н.м.} была исследована термодесорбция водорода из ряда компонентов электродных покрытий с применением хроматографического метода [18]. На рис. 2–5 представлены результаты исследований термодесорбции водорода из кварцевого песка, плавикошпатового концентрата, рутилового концентрата и сухого остатка Na стекла с модулем, равным 3. Скорость нагрева образцов составляла 5...7 °С/мин. Содержание (Н)_п в компонентах электродного покрытия представлено в табл. 2.

Содержание (Н)_п в сухом остатке жидкого стекла, полученном после его сушки и прокалки при 400 °С, составило 530 мл/100 г. Содержание (Н)_п в мраморе двух месторождений приведено в работе [19]. Очевидно, что содержание воды в минералах может зависеть от месторождений и технологической обработки.

Содержание (Н)_п в минералах составляет существенную долю (Н)_п сухого остатка жидкого стекла. Температура прокалки электродов ограничена, как правило, 400...450 °С, поэтому из приведенных данных на рис. 2–5 видно, что высокотемпературная составляющая часть (Н)_п также будет служить источником водорода. Термообработка

Таблица 3. Влияние термообработки компонентов электродного покрытия на снижение [Н]_{диф н.м.}

Электрод	Состояние компонентов для изготовления электродов	Содержание [Н] _{диф н.м.} мл/100 г
48XH-5АН	Поставка	(4,8, 4,8, 4,8) 4,8
	После термообработки	(3,3, 3,7, 3,6, 2,9) 3,3
Опытный 1	Поставка	(3,9, 3,9, 3,7) 3,8
	После термообработки	(2,9, 2,9, 3,1) 3,0
Опытный 2	Поставка	(2,7, 2,6, 2,6) 2,6
	После термообработки	(2,0, 2,0, 2,3) 2,1

Примечание. В скобках приведены результаты отдельных измерений, без скобок — среднее значение.

компонентов при 900...1000 °С позволяет снизить $(H)_п$ (табл. 2).

Эффективность термообработки компонентов была испытана при разработке электродов, предназначенных для сварки ВПНЛ сталей. Результаты испытаний приведены в табл. 3. Сварку выполняли постоянным током 150...160 А обратной полярности. Температура прокали электродов — 450 °С в течение 1 ч. Представленные результаты показывают влияние термообработки компонентов на снижение $(H)_п$ и возможность обеспечения $[H]_{диф. н.м.}$ 2...3 мл/100 г в зависимости от состава покрытий.

Выводы

1. Эффективность снижения содержания $[H]_{диф. н.м.}$ в сварных швах введением CaF_2 в состав покрытия электрода падает по мере увеличения его содержания и уменьшения $(H)_п$ покрытия электрода.
2. Энергия связи D_0 молекулы HF может быть недостаточной для предотвращения растворения водорода, находящегося в соединении со фтором, из дугового промежутка.
3. Примеси воды в компонентах не удаляются полностью при прокатке электродов и являются препятствием обеспечения ультранизких содержаний водорода в металле сварных швов.
4. Снижение содержания $[H]_{диф. н.м.}$ в сварных швах до уровня 3, 2 мл/100 г возможно уменьшением $(H)_п$ компонентов электродных покрытий термообработкой.

1. Бетехтин А.Г. Минералогия. — М.: Госгеологиздат, 1950. — 956 с.
2. Лушков Н.А., Раздуй Ф.И., Шнейзман В.М. Водород в сварных швах и борьба с ним. — Л.: Судпромгиз, 1959. — 56 с.
3. Металлургия дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электрода / И.К. Походня, В.Н. Горпенюк, С.С. Миличенко и др. // Под ред. И. К. Походни; АН УССР.

- Ин-т электросварки им. Е.О. Патона. — Киев: Наук.думка, 1990. — 224 с.
4. Кирдо И.В., Подгаецкий В.В. О влиянии флюсов на пористость автоматного шва, вызываемую ржавчиной // Труды по автоматической сварке под флюсом. — 1949. — № 6. — С. 36–62.
5. Фруммин И.И. Предупреждение пор при сварке и наплавке под флюсом // Автомат. сварка. — 1956. — № 6. — С. 1–30.
6. Масс-спектрометрические исследования газообразных фторидов, выделяющихся при дуговой сварке / И.К. Походня, В.И. Швачко, В.Г. Устинов и др. // Там же. — 1972. — № 6. — С. 10–12.
7. Походня И.К., Швачко В.И. Образование фтористого водорода в дуговом разряде // Там же. — 1981. — № 2. — С. 11–13.
8. Походня И.К., Швачко В.И., Уткин С.В. Расчетная оценка поведения водорода в дуговом разряде // Там же. — 1998. — № 9. — С. 4–7, 11.
9. Справочник химика. — М.-Л.: Химия, 1964. — Т. 3 — 1005 с.
10. Гурвич Л.В. Энергия разрыва химических связей. Потенциалы ионизации и сродство к электрону. — М.: Наука, 1974. — 351 с.
11. Курс физической химии / Я.И. Герасимов, В.П. Древинг, Е.Н. Еремин и др. — М.: Химия, 1966. — Т. 2. — 656 с.
12. Лакомский В.И. Феноменологическая теория сорбции металлом диатомных газов из электродуговой плазмы // Сучасне матеріалознавство ХХІ сторіччя. — Київ: Наук. думка, 1998. — С. 261–273.
13. Пентегов И.В. Обобщенная формула К.К. Хренова для определения температуры плазмы сварочной дуги // Автомат. сварка. — 2004. — № 8. — С. 50–51.
14. Замерякин Л.К., Галактионов А.Т. Электродуговая сварка в окиси углерода // Там же. — 1967. — № 6. — С. 74–75.
15. Влияние газообразных фторидов на содержание водорода в швах при сварке высокопроизводительными электродами с покрытием основного вида / И.К. Походня, Б.В. Юрлов, В.И. Швачко и др. // Там же. — 1990. — № 11. — С. 1–6.
16. Пути снижения содержания водорода в металле шва типа 03Х12Н8М2ГСТ при дуговой сварке / Э.Л. Демченко, В.В. Снисарь, В.Н. Липодаев и др. // Там же. — 1991. — № 10. — С. 23–27.
17. Кузьменко В.Г. Особенности реакции взаимодействия фтористого кальция и кремнезема при 800...1900 °С // Там же. — 1980. — № 6. — С. 33–35.
18. Пальцевич А.П. Хроматографический способ определения содержания водорода в компонентах электродных покрытий // Там же. — 1999. — № 6. — С. 46–48.
19. Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами / И.К. Походня, И.Р. Явдошин, А.П. Пальцевич и др. // Под ред. И.К. Походни. — Киев: Наук. думка, 2004. — 441 с.

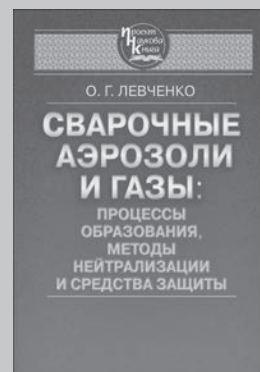
Поступила в редакцию 29.12.2015

НОВАЯ КНИГА

О. Г. Левченко. Сварочные аэрозоли и газы: процессы образования, методы нейтрализации и средства защиты. — Киев: Наукова думка, 2015. — 248 с.

В монографии рассмотрены процессы образования аэрозолей и газов при электродуговой сварке, методики их исследований, санитарно-гигиенические характеристики ручной дуговой сварки покрытыми электродами, сварки под флюсом и механизированной сварки в защитных газах. Приведены данные о химической классификации сварочных аэрозолей, методах их нейтрализации и минимизации выделений. Описаны информационные системы гигиенических характеристик сварочных материалов, современные средства местной вентиляции для рабочих мест сварщиков и индивидуальной защиты органов дыхания.

Для научных и инженерно-технических работников, занимающихся разработкой сварочных материалов и технологий, вопросами охраны труда и экологии в сварочном производстве, современными средствами местной вентиляции и индивидуальной защиты сварщиков.



ВЛИЯНИЕ ПРИСАДОЧНОГО МЕТАЛЛА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ВЫПОЛНЕННЫХ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКОЙ

С.В. АХОНИН, В.Ю. БЕЛОУС, И.К. ПЕТРИЧЕНКО, Р.В. СЕЛИН

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03860, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича (Боженко), 11.

E-mail: office@paton.kiev.ua

Сварные соединения высокопрочных титановых сплавов, выполненные дуговой сваркой, имеют, как правило, неудовлетворительные значения показателей механических свойств, особенно пластичности в состоянии после сварки по сравнению с основным металлом. В работе оценивалось влияние термического цикла сварки, типа присадочного металла и последующей термообработки на структуру и свойства сварных соединений двухфазных высоколегированных титановых сплавов, имеющих $\sigma_b > 1000$ МПа. Изучались свойства и структура сварных соединений высокопрочных титановых сплавов BT23, T110 и опытного сплава Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr, выполненных аргонодуговой сваркой с применением присадочных проволок, отличающихся по своему составу от основного металла. Соединения сложнолегированного титанового сплава Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr целесообразно выполнять аргонодуговой сваркой с применением присадочной проволоки BT1-00св, на режимах, обеспечивающих сквозное проплавление и содержание составляющих проволоки в металле шва на уровне 10 %, в сочетании с последующим высокотемпературным отжигом. Библиогр. 6, табл. 1, рис. 6.

Ключевые слова: титановые сплавы, аргонодуговая сварка, присадочная проволока, свойства, структура

Сварные соединения высокопрочных титановых сплавов, выполненные дуговой сваркой, имеют, как правило, неудовлетворительные значения показателей механических свойств, особенно пластичности в состоянии после сварки по сравнению с основным металлом. Поэтому часто рекомендуется выполнять такие соединения с применением присадочного металла для улучшения механических свойств металла шва. Однако, в связи с ограниченным выбором присадочных материалов для сварки высокопрочных двухфазных титановых сплавов, при разработке технологии сварки новых высокопрочных титановых сплавов остро стоит проблема выбора типа присадочного материала.

При сварке титановых сплавов с высоким пределом прочности целесообразно изменять либо степень, либо систему легирования металла шва [1, 2]. Проще всего это выполнить при дуговой сварке плавлением с применением присадочных проволок, отличающихся по химическому составу от основного металла. Термический цикл дуговой сварки высоколегированных титановых сплавов приводит к существенному изменению структуры как околошовной зоны и металла шва, так и, как следствие, к ухудшению механических характеристик сварного соединения. Поэтому при разработке технологии сварки высокопрочных титановых сплавов и выборе или разработке присадочного

материала необходимо уделять внимание возможности получения сварных соединений с высокой ударной вязкостью, при этом прочность соединений должна составлять не менее 0,9 от прочности основного материала. Кроме того, для улучшения свойств сварного соединения на участке зоны термического влияния (ЗТВ) и для снятия сварочных напряжений целесообразно применять послесварочную термообработку.

Целью работы является оценка влияния термического цикла сварки, типа присадочного металла и последующей термообработки на структуру и свойства сварных соединений двухфазных высоколегированных титановых сплавов, имеющих $\sigma_b > 1000$ МПа. Сравнивались свойства сварных соединений высокопрочных титановых сплавов BT23, T110 и опытного сплава Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr [3], выполненных аргонодуговой сваркой вольфрамовым электродом (АДС) с применением присадочного металла в разделку и без разделки кромок.

Соединения высокопрочного титанового сплава BT23 [4] и T110 выполнялись АДС пластин толщиной 8 мм, сварка осуществлялась в разделку кромок с применением присадочной проволоки СП15св (рис. 1, а). Проволока марки СП15св (Ti-4,5Al-2,5Mo-2,5V-3,5Nb-1,5Zr) предназначе-

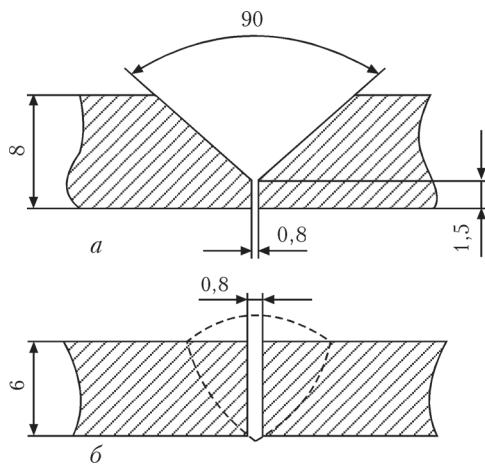


Рис. 1. Схема разделки кромок для АДС: *а* — односторонняя сварка с разделкой кромок и подачей присадочной проволоки марки СП15св; *б* — односторонняя сварка без разделки кромок с подачей присадочной проволоки марки ВТ1-00св

на для сварки высокопрочных титановых сплавов ВТ23 и ВТ22.

Высокопрочный сплав марки Т110 системы Ti–5,5Al–1,2Mo–1,2V–4Nb–2Fe–0,5Zr, разработан в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины совместно с АНТК им. О.К. Антонова [5].

Сварные соединения опытного высоколегированного сплава восьмикомпонентной системы Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr выполнялись толщиной 6 и 8 мм. Причем соединения толщиной 8 мм выполнялись многослойной АДС в разделку кромок с применением присадочной проволоки СП15св (рис. 1, *а*), а соединения толщиной 6 мм — сквозным проплавлением с применением присадочной проволоки ВТ1-00св (рис. 1, *б*). Сплав Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr содержит больше легирующих элементов по сравнению со сплавом Т110 и имеет в состоянии после отжига предел прочности, превышающий 1200 МПа.

Аргондуговую сварку выполняли с одной стороны вольфрамовым электродом диаметром 5 мм. Ток сварки составлял 250...350 А, скорость сварки 10 м/ч. После сварки все сварные соединения подвергались отжигу. Температура отжига для экспериментального сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–

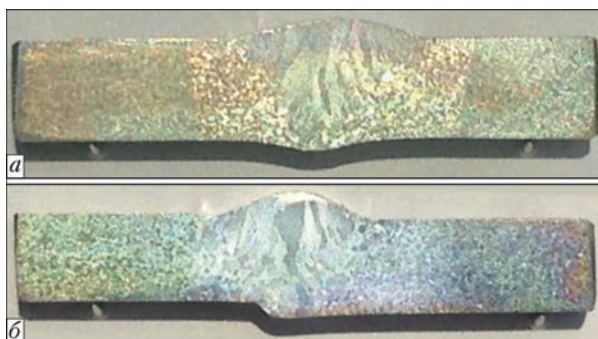


Рис. 2. Вид сварных соединений сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr, выполненных АДС: *а* — в разделку кромок; *б* — без разделки кромок с подачей присадочной проволоки марки ВТ1-00св

4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr выбиралась с целью обеспечения наибольшей ударной вязкости металла шва и по результатам работы [3] составила 900 °С (1 ч) в сочетании с последующим охлаждением с печью. Примеры выполненных сварных соединений приведены на рис. 2.

Исследования показали, что сварное соединение сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr, выполненное АДС сквозным проплавлением с применением присадочной проволоки ВТ1-00св, которая подавалась в процессе сварки со скоростью 60 м/ч, имеет содержание присадочного металла ВТ1-00св в составе шва на уровне 20 %, а соединение, выполненное АДС с проволокой ВТ1-00св, подававшейся со скоростью 30 м/ч, имеет содержание присадочного металла ВТ1-00св в составе шва на уровне 10 %. Соединение, сваренное АДС в V-образную разделку с применением проволоки СП15св, выполнялось за 3 прохода. Металл шва состоит преимущественно из металла СП15св.

Свойства полученных сварных соединений в состоянии после сварки и отжига приведены в таблице. Применение присадочной проволоки при АДС сплавов ВТ23 и Т110 в разделку кромок обеспечивает прочность сварных соединений на уровне 90 % от прочности самого сплава. Это условие не выполняется в случае АДС в разделку кромок соединений

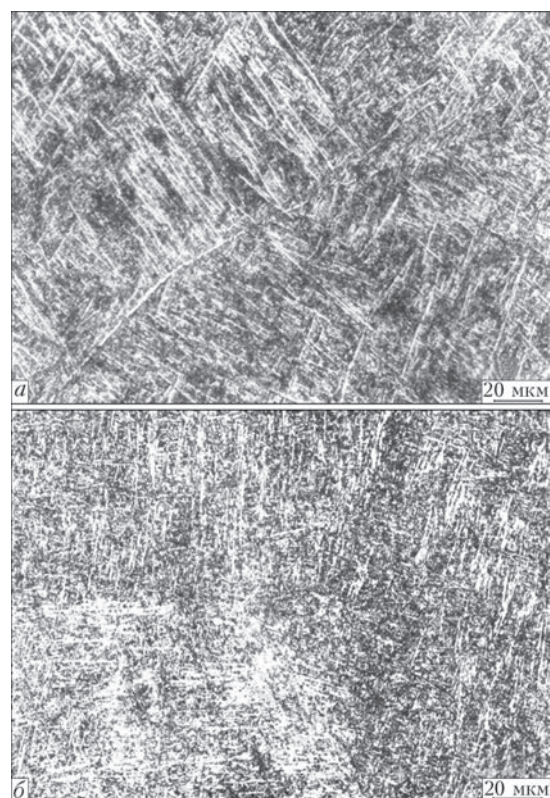


Рис. 3. Микроструктура металла шва, выполненного АДС с присадочной проволокой СП15св в состоянии после отжига 750 °С, 1 час: *а* — сплав ВТ23; *б* — сплав Т110

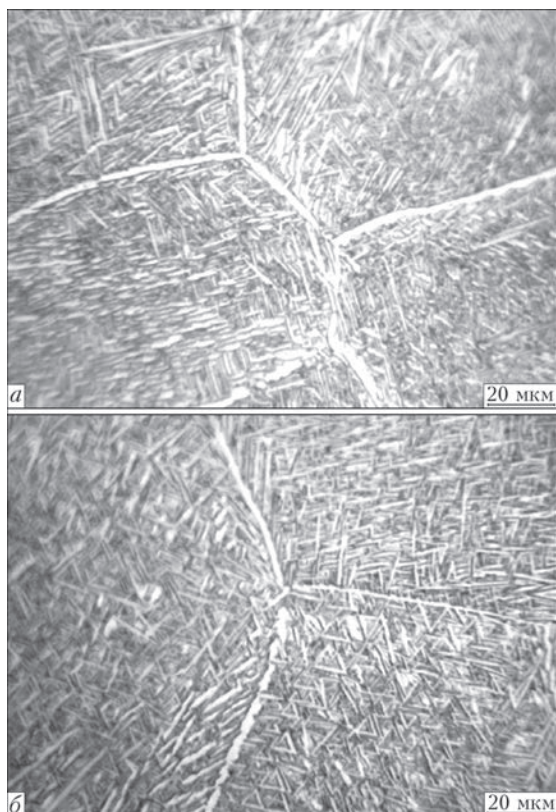


Рис. 4. Микроструктура основного металла и ЗТВ сварного соединения сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr, выполненного АДС с применением присадочной проволоки BT1-00св, в состоянии после отжига 900 °С, 1 час: а — основной металл; б — ЗТВ

сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr с применением проволоки СП15св.

Ширина швов в верхней части составляет около 14 мм, в корневой — около 3 мм (см. рис. 2). Макроструктуру металла швов, выполненных как в разделку так и без разделки, составляют неравноосные зерна, вытянутые в направлении теплоотвода. Наиболее крупные зерна располагаются в верхней части шва. Угол между осью зерна и осью шва составляет от 0 до 30°. Основной металл и металл ЗТВ состоит из равноосных зерен, соответствующих № 3-4 при сравнении с эталонными шкалами.

Исследования структуры полученных сварных соединений показали, что в процессе АДС сплава BT23 с проволокой СП15св имеет место незначительное снижение степени легирования металла шва. В состоянии после сварки в шве формируется структура, состоящая преимущественно из метастабильной $\alpha'(\alpha'')$ -фазы. В результате отжига образуется стабильная пластинчатая α -фаза и дисперсная смесь α - и β -фаз (рис. 3, а). В шве сплава T110 в результате отжига при 750 °С также происходит распад метастабильных фаз с образованием пластинчатой α -фазы и мелкодисперсной смеси α - и β -фаз (рис. 3, б).

Восьмикомпонентный сплав Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr в исходном состоянии

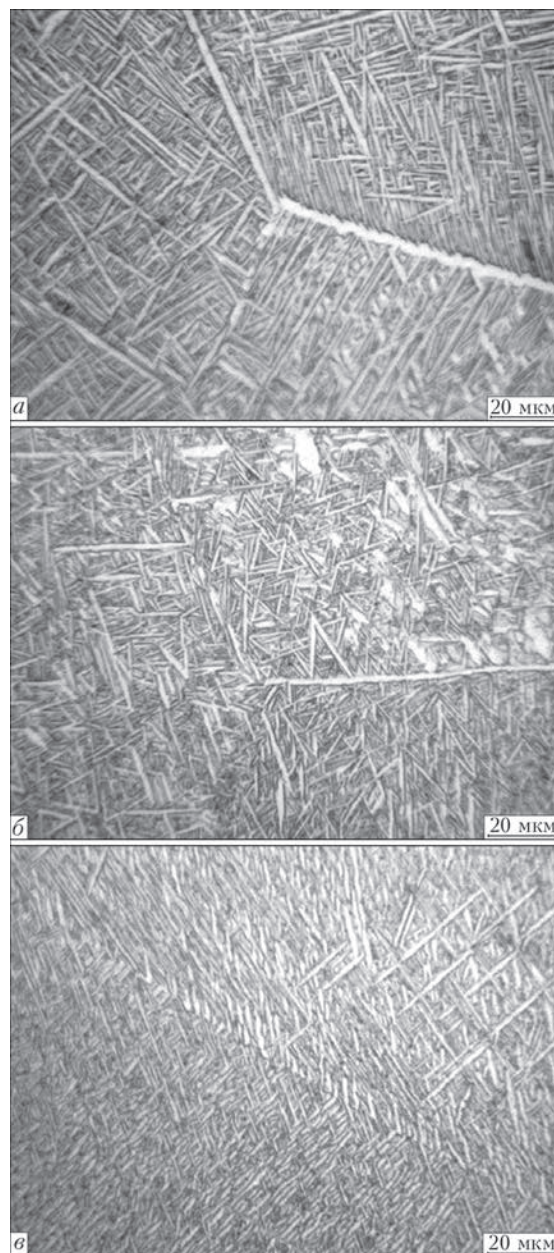


Рис. 5. Микроструктура металла шва сварного соединения сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr выполненного АДС с применением сварочных проволок в состоянии после отжига 900 °С, 1 час: а — проволока BT1-00св, содержание в шве 20 %; б — проволока BT1-00св, содержание в шве 10%; в — проволока СП15св, сварка в разделку

имел мелкодисперсную структуру в пределах первичных β -зерен [3]. Морфология α -фазы в основном металле (ОМ) после отжига при 900 °С в течение 1 часа и охлаждением с печью — пластинчатая, ширина пластин составляет 1...1,5 мкм (рис. 4, а). По границам первичных β -зерен присутствует α -оторочка. В ЗТВ после такого же отжига структура металла также имеет пластинчатый характер (рис. 4, б), но пластины мельче, чем в металле шва, выполненного с применением сварочной проволоки BT1-00св (20 %), что связано с более высокой легированностью металла ЗТВ, чем металла шва. Замедленное охлаждение с пе-

чью от температуры 900 °С проводилось для предотвращения фиксирования метастабильных фаз.

Металл шва сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr, выполненный с применением сварочной проволоки BT1-00св, когда в шве присутствует 20 % BT1-00св, отличается более крупнопластинчатой структурой (рис. 5, а). В металле шва α -пластины имеют большую длину и толщину 1,5...2 мкм, а в промежутках между пластинами — дисперсная ($\alpha+\beta$)-структура. По сравнению с отжигом при 750 °С, когда структура металла всех зон сварного соединения оставалась мелкодисперсной [3], коагуляция α -фазы после отжига при 900 °С может обеспечивать некоторое повышение пластических свойств.

При введении в шов 10 % проволоки BT1-00св степень разбавления металла шва будет меньше, чем в предыдущем случае, поэтому микроструктура металла шва — мельче, пластины α -фазы — короче и имеют толщину 1...1,5 мкм (рис. 5, б).

При АДС в разделку кромок в металл шва попадает значительное количество металла присадочной проволоки, в данном случае проволоки СП15св, система легирования которой отличается от системы легирования основного металла, поэтому металл шва имеет структуру, отличающуюся от структур, полученных в случае применения проволоки BT1-00св. Микроструктура металла сварного шва сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr, выполненного АДС в разделку кромок проволокой СП15св после отжига при 900 °С, представлена на рис. 5, в. Микроструктура металла рассматриваемого шва по сравнению с микроструктурой швов, выполненных с применением проволоки BT1-00св, отличается большей дисперсностью частиц α -фазы. Пластины α -фазы имеют меньшую длину, толщина их составляет 0,5...1,5 мкм.

Распределение микротвердости в металле швов сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–

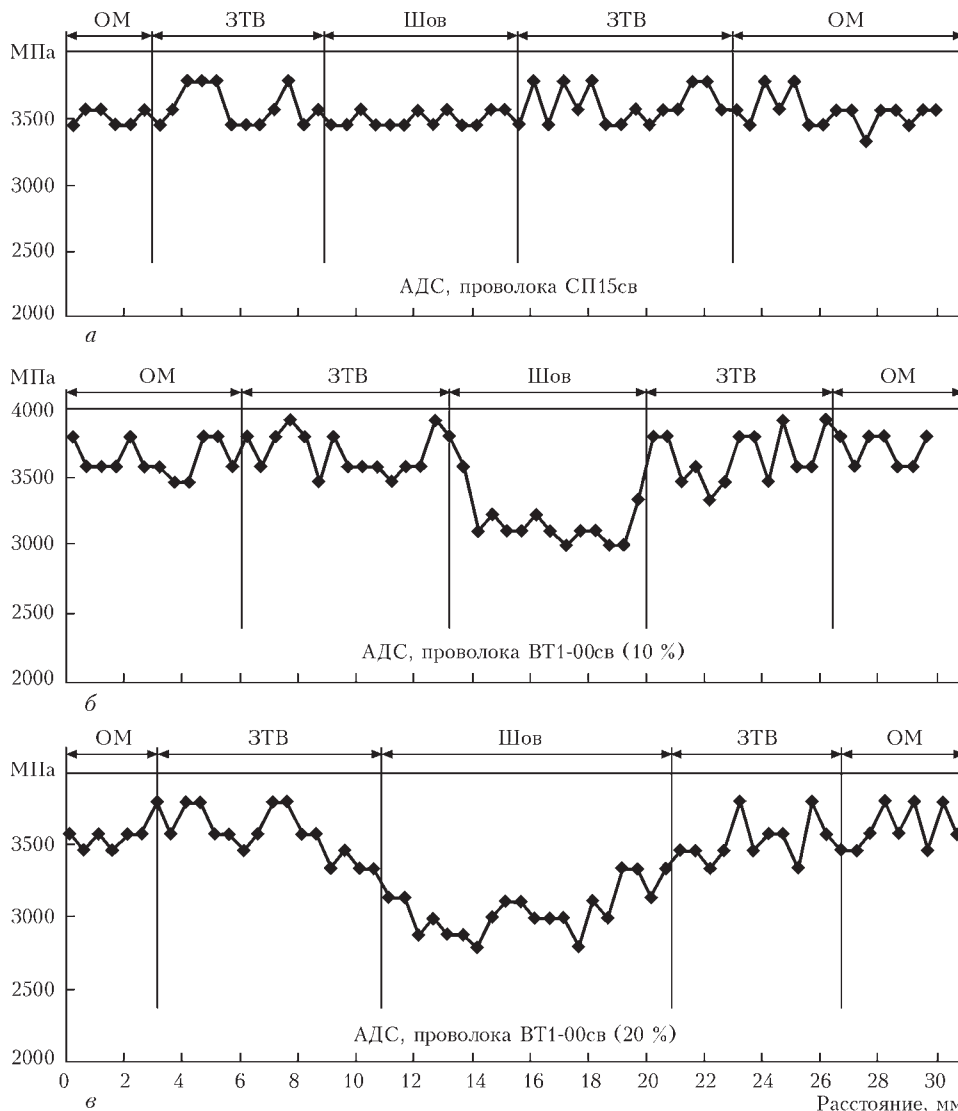


Рис. 6. Микротвердость сварного соединения опытного сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr, выполненного АДС с присадочной проволокой в состоянии после отжига 900 °С, 1 час: а — присадочная проволока СП15св; б — присадочная проволока BT1-00св (10 %); в — присадочная проволока BT1-00св (20 %)

Механические свойства сварных соединений титановых сплавов, выполненных способом АДС с применением присадочного материала

Марка сплава	Присадочная проволока	Толщина металла, мм	Термообработка соединений	σ_B , МПа	Ударная вязкость металла шва KCV , Дж/см ²
BT23	СП15св	8	После сварки	1010	21
BT23	СП15св	8	Отжиг 750 °С, 1 ч, воздух	1090	22
T110	СП15св	8	После сварки	1030	20
T110	СП15св	8	Отжиг 750 °С, 1 ч, воздух	1020	35
Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr	BT1-00св 20 %	6	После сварки	1226	15
Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr	BT1-00св 20%	6	Отжиг 900 °С, 1 ч, охл. с печью	1048	27
Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr	BT1-00св 10 %	6	После сварки	1287	11
Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr	BT1-00св 10 %	6	Отжиг 900 °С, 1 ч, охл. с печью	1110	24
Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr	СП15св	8	После сварки	1208	18
Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr	СП15св	8	Отжиг 900 °С, 1 ч, охл. с печью	1047	25

2,5Zr в состоянии после отжига (рис. 6, а–в) показало большую неоднородность в соединениях с 20 % BT1-00св.

Таким образом, выполнять соединения АДС сложнолегированного титанового сплава Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr целесообразно с применением присадочной проволоки BT1-00св на режимах, обеспечивающих сквозное проплавление и содержание проволоки в металле шва на уровне 10 %. В результате воздействия последующего отжига при температуре 900 °С формируется более мелкодисперсная структура, чем при содержании металла присадочной проволоки 20 %, что обеспечивает удовлетворительные показатели прочности и ударной вязкости сварных соединений.

Выводы

1. Применение высоколегированной присадочной проволоки СП15св при АДС в разделку кромок сплавов BT23 и T110 с последующим отжигом при температуре 750 °С обеспечивает необходимый уровень механических свойств сварных соединений.
2. Применение высоколегированной присадочной проволоки СП15св для выполнения соединений АДС в разделку кромок высокопрочного восьмикомпонентного титанового сплава Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr не обеспечивает необходимый уровень прочности сварных соединений.

3. Применение послесварочного отжига при 900 °С в случае АДС высокопрочного сплава системы Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr обеспечивает полный распад метастабильных фаз, в результате отжига формируется равновесная, более мелкодисперсная структура, обеспечивающая удовлетворительные показатели ударной вязкости соединений.

4. Высокие значения прочности ($\sigma_B = 1110$ МПа) при удовлетворительной ударной вязкости ($KCV = 24$ Дж/см²) соединений высокопрочного сплава Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr, выполненных АДС, получены при использовании присадочной проволоки BT1-00св и режимах сварки, обеспечивающих сквозное проплавление и содержание присадочного металла в шве на уровне 10 % основного металла.

1. *Изыскание* присадочного материала для сварки титановых сплавов / С.М. Гуревич, Н.А. Кушнirenко, В.Ф. Топольский // Актуальные проблемы сварки цветных металлов. – Киев: Наук. думка, 1980. – С. 234–236.
2. *Zamkov V.N., Topolskiy V.F., Tyapko I.K.* Peculiarities of metallurgy and arc welding technology of heat hardenable titanium alloys // Welding Technology Paton Institute at TWI, Abington, Cambridge, UK, 13–14 October, 1993.
3. *Структура и свойства* сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов / С.В. Ахонин, В.Ю. Белоус, Р.В. Селин и др. // Автомат. сварка. – 2015. – № 8. – С. 16–19.
4. *Хорев А.И.* Высокопрочный титановый сплав BT23 и его применение в перспективных сварных конструкциях // Сварочн. пр-во. –2008. – № 9. – С. 3–8.
5. *Пат. України 40087.* Високоміцний титановий сплав / В.М. Замков, В.П. Топольський, М.П. Тригуб та ін. – Опубл. 16.06.2003; Бюл. № 6.

Поступила в редакцию 13.10.2015

СВАРИВАЕМОСТЬ СТОЙКОГО К ПОВРЕЖДЕНИЮ ТИТАНОВОГО СПЛАВА TC21 ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ

ЮАНЬ ХУН, ЧЖАН ГУО-ДУН, ВАН ЦЗИН-СЮ, ЙЮ ХУАЙ, ЧЖУ ЧЖИ-ШОУ

Пекинский институт авиационных материалов, 1000095, КНР. E-mail: hong.yuan@biam.ac.cn

Разработка стойких к повреждению титановых сплавов с высокой вязкостью разрушения и низкой скоростью роста усталостных трещин поддерживалась во всем мире. Применение электронно-лучевой сварки (ЭЛС) необходимо при сборке компонентов авиационных конструкций из стойкого к повреждению титанового сплава. В Китае сплав TC21 – это титановый $\alpha+\beta$ -сплав с пределом прочности на растяжение 1100 МПа, который характеризуется отличной стойкостью к повреждению при высокой вязкости разрушения и низкой скоростью развития трещин. Была изучена ЭЛС толстолистовых секций сплава TC21 и проведена оценка механических свойств. Исследования вязкости разрушения и стойкости к развитию усталостных трещин показали, что стойкость к повреждению соединений TC21, выполненных ЭЛС, сравнима с основным металлом. Высокоцикловая усталостная прочность соединений, выполненных ЭЛС, составляет 634 МПа, достигая 98,3 % прочности основного металла. Микроструктура металла шва состоит из крупных столбчатых дендритов, соответствующих исходным β -зернам деформированного сплава и мелкого игольчатого α -мартенсита, что объясняет разницу в скорости роста трещин и вязкости разрушения между основным металлом и соединениями. Эти результаты указывают на то, что титановый сплав TC21 имеет очень хорошую свариваемость при использовании ЭЛС. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 9.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, стойкость к повреждению, вязкость разрушения, распространение усталостных трещин

Титановые сплавы широко используются в авиационных конструкциях и в ответственных системах благодаря своей высокой удельной прочности, повышенному сопротивлению усталости, воздействию высокой температуры и окружающей среды [1]. Изменения в методах разработки оказало значительное влияние на создание титановых сплавов и ускорило процесс разработки титана с высокой стойкостью к повреждению, который имеет высокую вязкость разрушения и низкую скорость распространения трещин [2, 3].

В Китае сплав TC21 — это титановый $\alpha+\beta$ -сплав с пределом прочности на растяжение 1100 МПа, который имеет повышенную стойкость к повреждению и высокую вязкость разрушения, превышающую $90 \text{ МПа} \cdot \text{м}^2$ и низкой скорость распространения трещин da/dN — до $9 \cdot 10^{-6} \text{ мм/цикл}$ при $\Delta K = 11 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$ ($R = 0,1$). Сплав подвергали технологической обработке для оптимизации химического состава и очищения расплава, а также квази- β ковке и термообработке. Удельная прочность и вязкость разрушения не меньше, чем у Ti-1023, что указывает на то, что сплав можно использовать как материал первого класса для изготовления важных авиационных конструкций современных самолетов. Технология ЭЛС будет иметь особую важность при сборке элементов

авиационных конструкций из стойкого к повреждению титанового сплава.

В данной статье представлены результаты экспериментов теплового моделирования, в которых моделировались термические циклы ЭЛС при различной скорости сварки для определения влияния на свойства сварных соединений различной энергии сварки и скоростей охлаждения. Таким образом, мы смогли проанализировать свариваемость сплава TC21 ЭЛС с точки зрения чувствительности к влиянию тепла, подводимого во время сварки. Результаты исследования будут использованы для оптимизации диапазона параметров ЭЛС и термообработки после сварки. Сравнение механических свойств соединений, выполненных ЭЛС, и полученных при разной скорости сварки, которая отображает особенности тепловложения при сварки, соответствует экспериментам теплового моделирования. Были исследованы условия ЭЛС сплава TC21 толщиной 60 мм и оценены такие свойства соединения, как вязкость разрушения и стойкость к распространению усталостных трещин.

Материалы и методика исследования. Основным металлом, который использовался для моделирования и экспериментов в данной статье, был титановый сплав TC21, прошедший квази- β ковку и термообработку (2 ч, 900 °C, охлаждение

на воздухе), соответственно. Химический состав материала (мас. %): 5,8 Al–2,0Sn–2,0Zr–2,8Mo–2,0Nb–1,7Cr–0,1Cr–0,1Si и титан.

Эксперименты по моделированию ЭЛС были выполнены на симуляторе Gleeble 1500 и заключались в наложении термических циклов на ряд образцов квадратного сечения. Образцы вырезали из ковок и механически обрабатывали до размера 10 мм×10 мм×55 мм. Эксперименты по моделированию проводили при очень высокой скорости нагрева 1000 °C/с до заранее установленной пиковой температуры 1200 °C/с при постоянном времени выдержки 40 с с последующими различными скоростями охлаждения 0,1, 0,5, 5, 25, 80 °C/с (охлаждение на воздухе) и 160 °C/с (охлаждение водой), в отдельных случаях. Размеры изотермической зоны (или рабочей зоны) составляют около 8...10 мм по середине образца. Смоделированные образцы были подвергнуты механической обработке для получения образцов для испытаний на растяжение и ударную вязкость при комнатной температуре в соответствии со стандартом ISO 9016:2001. Испытания на ударную вязкость по Шарпи выполняли на полномасштабном образце с U-образным надрезом.

Сварку с полным проплавлением выполняли на установке KL 106 EBW со средним ускоряющим напряжением 60 кВ, которая была поставлена из Института электросварки им. Е.О. Патона. В табл. 1 представлены параметры ЭЛС, которую использовали при изготовлении образцов. Скорость для сварки сплава TC21 толщиной 14 мм выбирали из диапазона 4...25 мм/с в соответствии с током пучка для получения разных значений тепловложения. После сварки выполнялся неразрушающий контроль для обнаружения возможных дефектов в сварных пластинах. Бездефектные пластины отбирали для изготовления образцов для металлографических испытаний и изучения механических свойств.

Образцы для металлографических исследований и испытаний на растяжение, вырезанные из соединений толщиной 14 мм, полученных ЭЛС, были подготовлены для проведения оценки влияния тепловложения при сварке на механические свойства и микроструктуру. Основной металл толщиной 60 мм и соединения, полученные ЭЛС,

Таблица 1. Параметры ЭЛС (ускоряющее напряжение 60 кВ, рабочее расстояние 150 мм)

Толщина пластины, мм	Ток пучка, мА	Скорость сварки, мм/с	Ток фокусирующей катушки, мА	Количество подводимого тепла, Дж/мм
14	165	25	830	396
	110	12	830	550
60	70	4	830	1050
	290	6	855	2900

были подвергнуты термообработке посредством двойного отжига (900 °C, 2 ч, охлаждение на воздухе + 590 °C, 4 ч, охлаждение на воздухе). Затем образцы для испытаний на растяжение, для испытаний по Шарпи с U-образным надрезом, испытаний на ударную вязкость, многоцикловую усталость и скорость распространения усталостных трещин обрабатывали согласно стандартов ISO для проведения оценки ухудшения свойств сопротивления повреждению сварных соединений, полученных ЭЛС, в сравнении с основным металлом. Вершина надреза всех образцов сварных соединений, выполненных ЭЛС, находилась в центре металла шва.

Поверхности образцов для металлургических испытаний были отшлифованы, отполированы, вытравлены, а затем при помощи оптического микроскопа Olympus GX51 была проведена оценка микроструктуры. Более детально микроструктурные изменения изучали при помощи растрового электронного микроскопа (РЭМ) FEI Quanta600.

Образцы на растяжение и на ударную вязкость по Шарпи с U-образным надрезом испытывали на универсальной машине для испытаний Instron-5887 и машине для испытаний на удар ANS ZBC2302, соответственно. Испытание на вязкость разрушения при плоской деформации (K_{IC}) выполняли на электрогидравлической установке MTS-370, используя компактные образцы для испытаний (КОР) на растяжение толщиной 25 мм и шириной 60 мм. Испытания на многоцикловую усталость с контролем амплитуды напряжения проводили с использованием синусоидальных колебаний при коэффициенте асимметрии цикла $R = 0,06$. Плоские цилиндрические образцы испытывали на резонансной электромагнитной установке для испытаний QBG-50 при частоте 115 Гц. Окончательным этапом испытаний было разрушение, либо его отсутствие при достижении цикла 10^7 . Испытания на рост усталостных трещин (РУТ) проводили при постоянной асимметрии цикла $R = 0,06$ с частотой 10 Гц. Испытания РУТ проводили на компактных образцах для испытаний на растяжение (КОР) размером 62,5 мм (длина) × 50 мм (ширина) × 12,5 (толщина).

Результаты и обсуждение. *Термическое моделирование.* Процесс моделирования был стабильным и его повторяли до получения более трех образцов при одинаковых условиях термического моделирования. На рис. 1 показаны ударные свойства и свойства растяжения образцов, прошедших термическое моделирование на установке Gleeble при различных скоростях охлаждения. Значения прочности увеличиваются с ростом скорости охлаждения, тогда как пластичность и ударная вязкость меняются в противоположную сторону. Образцы при скорости охлаждения 0,1 и

0,5 °C/с имеют высокую пластичность и ударную вязкость, тогда как прочность на растяжение относительно низкая. Механические свойства демонстрируют значительное изменение с ростом скорости охлаждения от 0,5 до 4 °C/с, в особенности это касается ударной вязкости, значение которой снизилось с 42 до 9 Дж/см². В частности, при росте скорости охлаждения с 5 до 160 °C/с ухудшение пластичности и ударной вязкости не является очевидным.

Очевидно, что для получения высоких механических свойств при сварочной обработке установленную скорость охлаждения регулируют с шагом меньше 0,5 °C/с. Тогда как на практике для методов сварки плавлением невозможно использовать скорость охлаждения меньше 0,5 °C/с. Таким образом, был сделан вывод о том, что сплав TC21 нечувствителен к сварочному тепловложению и скоростям охлаждения после сварки, в особенности при технологии ЭЛС — методе сварки с высокой плотностью энергии. Очевидно, микроструктура и механические свойства соединений не могут быть усовершенствованы посредством улучшения сварочных параметров и энергии сварки, например, такими, как решение проблемы возобновления пластичности и вязкости и т.д.

Влияние тепловложения на механические свойства и макроструктуру соединений, выполненных ЭЛС. Микроструктура и механические свойства соединений в основном определяются результатами фазового превращения, такими, как расположение, объемная доля и индивидуальные свойства двух фаз при условии учета термических циклов сварки. В экспериментах по обработке ЭЛС ток пучка для трех групп скоростей сварки сравнивали при условии постоянного фокусного расстояния, уровня вакуума и ускоряющего напряжения. Ток пучка составлял 65, 110 и 165 мА в соответствии со скоростью сварки 4, 12 и 25 мм/с. Энергия сварки составляет 1050η, 550η и 396η Дж/мм, соответственно (η — коэффициент эффективности, определенный тем же условием). На рис. 2 показаны макроснимки поперечного сечения сварных соединений, полученных ЭЛС при различ-

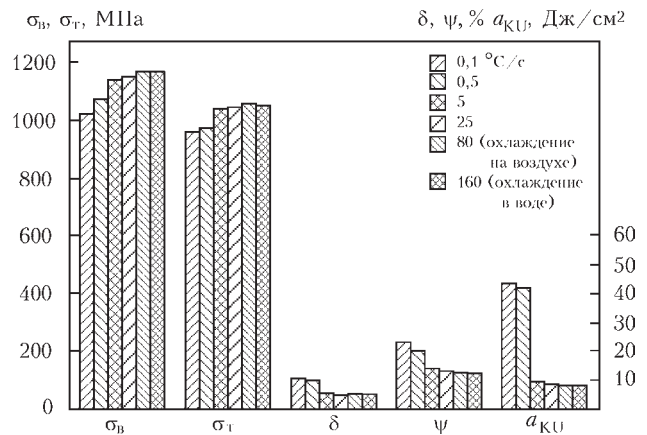


Рис. 1. Ударные свойства и свойства растяжения образцов, прошедших термическое моделирование на установке Cleeble, при различных скоростях охлаждения

ном тепловложении. Ширина основного металла увеличивается с ростом количества подводимого тепла от 396 до 1050 Дж/мм. Видно, что все зоны сплавления состоят из крупных столбчатых зерен дендрита, перпендикулярных границе зоны сплавления. Причиной этого является то, что при кристаллизации металла зоны сплавления рост зерна наблюдается в направлении максимального отвода тепла.

На рис. 3 представлено влияние количества подводимого тепла на механические свойства. Результаты испытаний показывают, что обычные механические свойства не имеют больших различий, несмотря на то, что параметры сварки отличаются по количеству подводимого тепла и скоростям охлаждения. Взаимосвязь между механическими свойствами соединений из титанового сплава, полученных ЭЛС, и количеством подводимого тепла незначительна. При условии высокой плотности энергии ЭЛС отличается способностью моментально ограничивать нагретую область. Скорость роста температуры и охлаждения имеет четкие различия, несмотря на изменяющиеся параметры сварки. Таким образом, отличные свойства сварных соединений из сплава TC21, полученные ЭЛС, могут основываться на широком диапазоне параметров ЭЛС. Это соответствует результатам термического моделирования Gleeble.

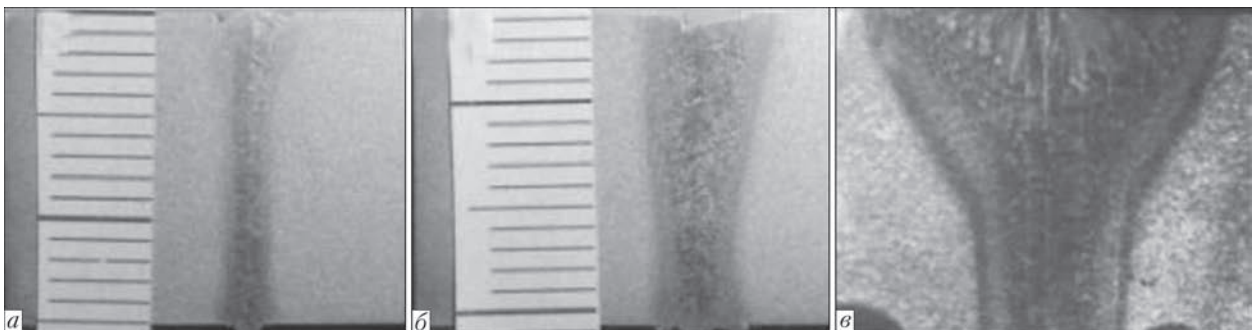


Рис. 2. Макроснимки поперечного сечения соединений, выполненных ЭЛС, при подводимом количестве тепла 396η (а), 550η (б), 1050η Дж/мм (в)

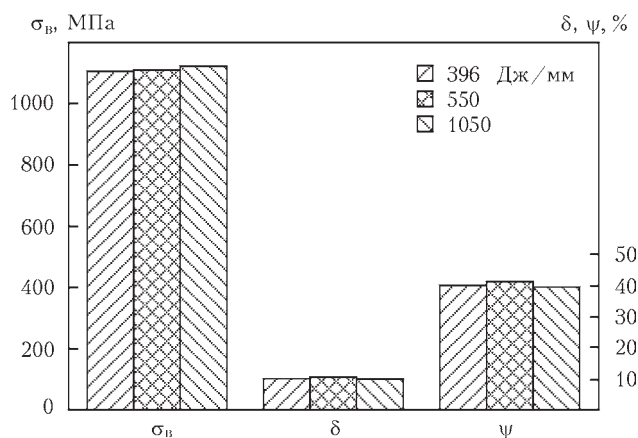


Рис. 3. Механические свойства соединений, выполненных ЭЛС, в зависимости от количества подводимого тепла

ЭЛС титанового сплава TC21 толщиной 60 мм. Оптимальные параметры ЭЛС для титанового сплава толщиной 60 мм были получены при помощи соответствующих швов с изменяющимися параметрами, включая такие, которые влияют на характер шва и дефекты. Фокусное положение пучка $0,6t$ под поверхностью и круговые колебания с частотой 400 Гц оказались наиболее подходящими для скорости сварки 5 мм/с, сопровождающиеся увеличением тока пучка и регулированием угла наклона ввода-вывода. Провалы корня шва были предотвращены [4]. Было получено удовлетворительное соединение с полным проплавлением. Макроснимки поперечного сечения показаны на рис. 4. Обе стороны границы шва параллельны друг другу, а соотношение глубины к ширине больше 20:1.

Для контроля швов, выполненных ЭЛС, использовали новый передовой метод ультразвукового контроля С-скан, преимуществами которого является высокая скорость обнаружения и высокая чувствительность к дефектам, таким как недостаточное проплавление, неполное расплавление и поры. Направление С-скана и его изображение представлены на рис. 5. Можно видеть, что качество швов было удовлетворительным за исключением таких дефектов, как кратер в конце шва и поверхностное упрочнение.

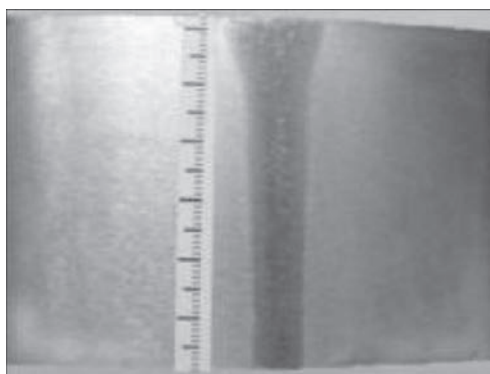


Рис. 4. Макроснимки поперечного сечения сварного соединения толщиной 60 мм, полученного ЭЛС

На рис. 6 показаны свойства растяжения, ударной нагрузки и вязкости разрушения соединений из дуплексных отпущенных сталей и основного металла. Результаты показывают, что прочность сварного соединения выше прочности основного металла, тогда как пластичность, ударная нагрузка и вязкость разрушения немного ниже, чем у основного металла. Заметно, что соединения, выполненные ЭЛС, демонстрируют хорошую вязкость разрушения. Вязкость разрушения соединений, выполненных ЭЛС, составляет $88,6 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$, достигая 92,5 % основного металла.

В данном исследовании многоцикловую усталостную прочность определяли при помощи ступенчатого метода, а затем посредством группировки методов контроля получали кривые напряжение — число циклов ($S-N$). На рис. 7 представлены кривые напряжение — число циклов для вероятности разрушения 0,5 и разброс экспериментальных данных. Экспериментальные результаты описываются как максимальная амплитуда напряжений по отношению к числу циклов. Основной металл и соединение демонстрируют одинаковую тенденцию к росту усталостной долговечности при уменьшении амплитуды напряжений. Усталостная долговечность сварных соединений оказалась немного выше, чем у основного металла при высокой амплитуде напряжений ($\sigma_{\max} > 690 \text{ МПа}$), тогда как ситуация меняется при низкой амплитуде напряжений ($\sigma_{\max} < 690 \text{ МПа}$). Видно, что условная усталостная прочность ($N_f = 10^7$) сварного соединения составляет

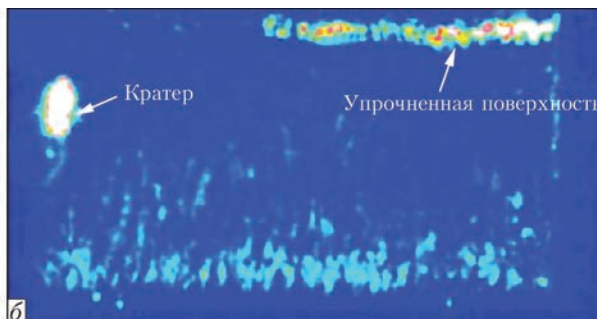
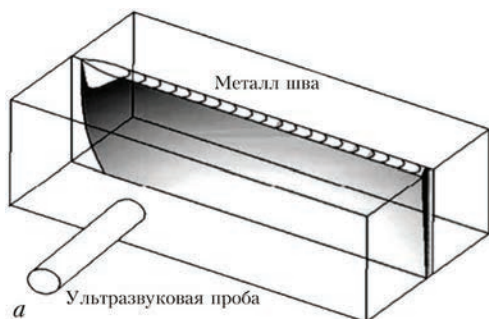


Рис. 5. Ультразвуковой С-скан соединения из сплава TC21 толщиной 60 мм, полученного ЭЛС: а — схема направления ультразвукового сканирования; б — изображение С-скан

643 МПа, что соответствует приблизительно 98,3 % основного металла (654 МПа), указывая на то, что сварные соединения имеют достаточно высокую усталостную долговечность.

График da/dN - ΔK на рис. 8 показывает, что наличие чешуйчатой структуры в основном металле и соединении, выполненном ЭЛС, увеличивает распространение внутренних трещин. Скорость роста трещин усталости (da/dN , мм/цикл) по отношению к кривым диапазона коэффициента интенсивности напряжения (ΔK , МПа $\cdot\sqrt{м}$) соединений, выполненных ЭЛС, и основного металла, показаны на рис. 9. Очевидно, что кривые da/dN - ΔK имеют три области: пороговую, линейную и нестабильную область разрушения. Если $\Delta K < 21$ МПа $\cdot\sqrt{м}$, скорость роста трещин усталости соединений, выполненных ЭЛС, будет ниже, чем у основного металла при таком же значении ΔK . При высоком ΔK эта тенденция меняется.

На рис. 9 показана микроструктура дуплексного отпускаемого сплава TC21 и металла шва. Для титанового сплава TC21 при квази- β ковке и обработке отпуском характерна шахматная микроструктура. Из-за высоких скоростей нагрева и охлаждения, основной металл состоит преимущественно из крупного столбчатого дендрита исходного β -зерна, которое укомплектовано тонким игольчатым α -мартенситом.

По сравнению со структурой основного металла с относительно толстыми α -пластинами, тонкий игольчатый α -мартенсит в зоне сплавления имеет повышенную стойкость к образованию трещин при низком ΔK (< 21 МПа $\cdot\sqrt{м}$), что хорошо согласуется с указанным в работе [5]. При высоком ΔK толстостенные α -пластины и большая зернограничная область в основном металле обеспечивают большую стойкость к росту усталостных трещин. Причиной этого является разветвление или отклонение трещин, а вторичные трещины легко появляются при ламелярной фазе и на границах зерна. Отклонение пути роста трещины приводит к изменению направления поверхности трещины перпендикулярно направлению внешнего усилия, что уменьшает коэффициент концентрации напряжений в вершине трещины и увеличивает траекторию роста трещины. Разветвление трещины или ее отклонение и появление вторичных трещин делают поверхность разлома более вязкой, а смыкание трещины возникает при низкой нагрузке, что повышает сопротивление росту усталостных трещин [6–8].

Различие в многоцикловой усталостной прочности и вязкости разрушения основного металла и соединений, выполненных ЭЛС, также можно объяснить, используя приведенное выше описание.

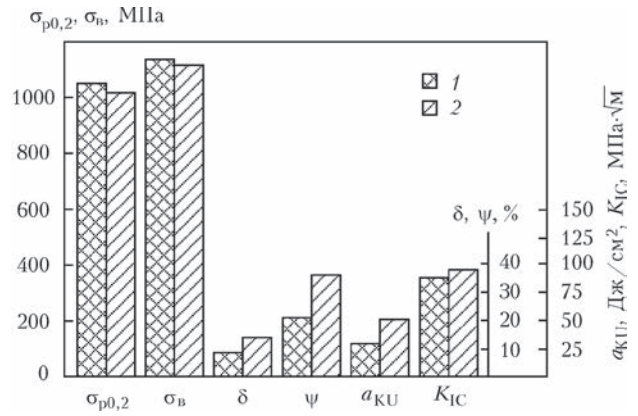


Рис. 6. Свойства растяжения, ударной нагрузки и вязкости разрушения соединений из дуплексных отпускаемых сталей, выполненных ЭЛС (1), и основного металла (2)

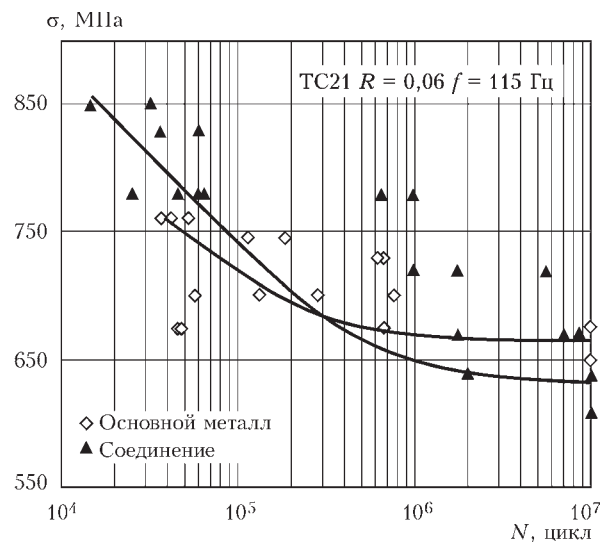


Рис. 7. Результаты оценки усталости и S - N кривые соединений и основного металла

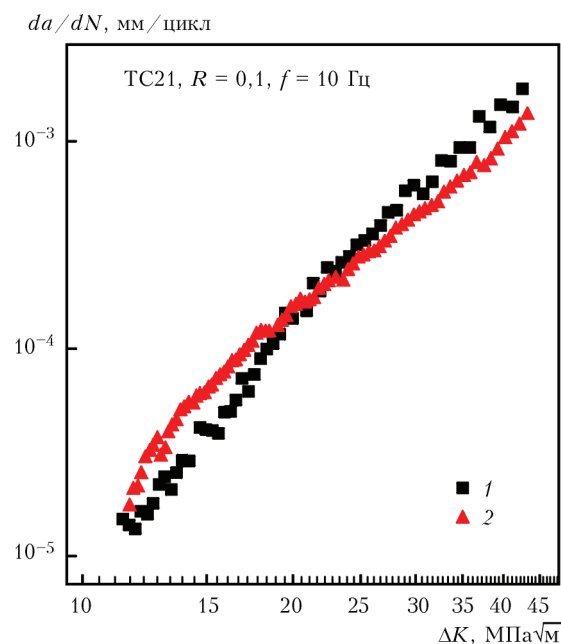


Рис. 8. Кривые da/dN - ΔK для сварного соединения (1) и основного металла (2)

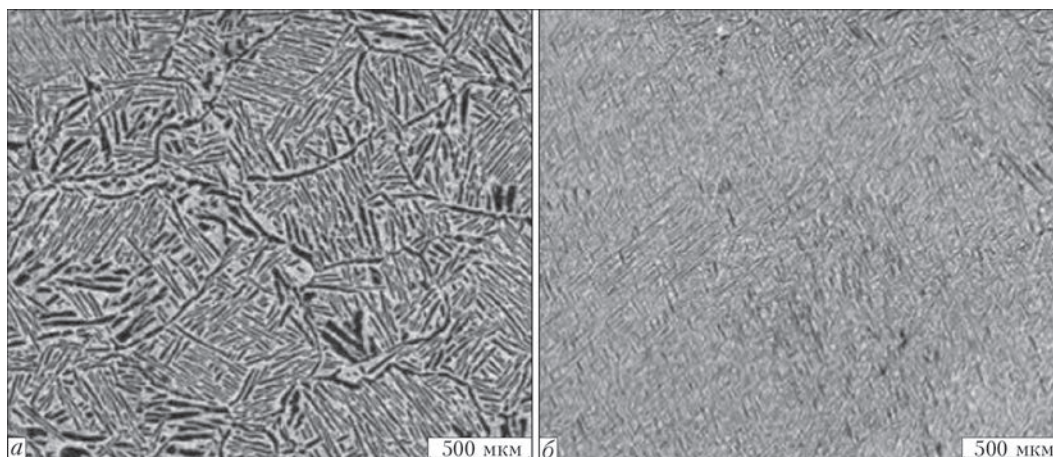


Рис. 9. Микроструктура основного металла (а) и зоны шва (б)

Выводы

Механические свойства титанового сплава TC21 с термомеханическими свойствами, смоделированными на установке Gleeble, были протестированы для определения изменения механических свойств в металле ЗТВ при ЭЛС. Было оценено влияние тепловложения на макроструктуру и механические свойства сварных соединений. Исследована вязкость разрушения, усталость, скорость роста усталостных трещин соединений, дуплексного отпущенного титанового сплава, выполненных ЭЛС, и основного металла. На основании исследования могут быть сделаны следующие выводы.

1. Сплав TC21 нечувствителен к тепловложению при сварке и скоростям охлаждения после сварки. Микроструктура и механические свойства соединений, выполненных ЭЛС, очевидно, не могут быть усовершенствованы посредством улучшения параметров сварки и сварочной энергии. Высокие механические свойства соединений сплава TC21, выполненных ЭЛС, могут базироваться на широком диапазоне параметров сварки.

2. Предел прочности при растяжении соединения равен пределу прочности основного металла. Свойства стойкости к повреждению соединений, такие как вязкость разрушения и сопротивление распространению усталостных трещин, находятся на высоком уровне. Характер усталости соединений, выполненных ЭЛС, сравним с основным металлом.

3. Шахматная структура двухфазного $\alpha+\beta$ -титанового сплава компенсирует возможность улуч-

шения сопротивления зарождению трещин или росту коротких трещин и отклоняет траекторию ее распространения на границе зерна, очевидно, на стадии распространения макротрещины или длинной трещины, что снижает скорость распространения трещины и улучшает вязкость разрушения и усталостную прочность. Толщину распространения слоистой микроструктуры и размеры зерна объясняют различием скорости роста трещины между основным металлом и соединениями.

1. Ji-kui Zhang, Hiao-quan Cheng, Zheng-neng Li. Total fatigue life prediction for Ti-alloys airframe structure based on durability and damage-tolerant design concept // *Materials and Design*. – 2010. – **31**. – P. 4329–4335.
2. Research and application of damage tolerance titanium alloys for aeronautical use / Zhi-shou Zhu, Xin-nan Wang, Lu Tong et al. // *Materials China*. – 2010. – **29**, № 5. – P. 14–17.
3. Chun-xiao Cao. Change of material selection criterion and development of high damage-tolerant titanium alloy // *Acta Metallurgica Sinica*. – 2002. – **38**. – P. 4–11.
4. Schiller Siegfried, Heisig Ullrich, Panzer Siegfried. Electron beam technology. John Wiley, 1982. – P. 315–318.
5. The influence of forging processing on fatigue crack propagation rate of damage-tolerant titanium alloy / Xin-nan Wang, Zhi-shou Zhu, Lu Tong et al. // *Rare Metals Letters*. – 2008. – 27(7). – P. 12–16.
6. Nakajima K., Terao K., Miyata T. The effect of microstructure on fatigue crack propagation of $\alpha+\beta$ titanium alloys in-situ observation of short fatigue crack growth // *Materials Sci. and Eng. A*. – 1998. – **243**(1-2). – P. 176–181.
7. Xiong Y., Hu X.X. The effect of microstructures on fatigue crack growth in Q345 steel welded joint // *Fatigue & fracture of Engineering Material & Structure*. – 2012. – **35**(6). – P. 500–512.
8. Leyens C., Peters M. Titanium and titanium alloys // Wiley-Vch GmbH & Co. KGaA. – 2003. – P. 160–161.

Поступила в редакцию 26.11.2015

МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ ТВЕРДОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ СВАРОЧНОГО АЭРОЗОЛЯ И ПУТИ ЕЕ ПОПАДАНИЯ В ЖИВОЙ ОРГАНИЗМ (Обзор)

И.П. ГУБЕНЯ, И.Р. ЯВДОЩИН

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе представлен обзор современного состояния вопроса изучения механизмов образования сварочного аэрозоля (СА), дисперсности твердой составляющей сварочного аэрозоля и ее способности проникать в человеческий организм как важного токсикологического фактора. Установлено, что существует два основных механизма образования сварочного аэрозоля — за счет конденсации продуктов высокотемпературного испарения и за счет образования летучих оксидов на поверхности расплавленного металла. При этом основным источником испарения является капля расплавленного металла, но также в процессе испарения участвуют сварочная ванна и брызги. Известно, что проницаемость зависит главным образом от размера частиц и их агломератов — чем меньше их размер, тем проникающая способность выше. Кроме уже известных путей проникновения в организм частиц СА через дыхательные пути и органы пищеварения, наноразмерные частицы могут проникать непосредственно в мозг через нервные окончания в носовых пазухах, а также попадать в кровеносную и лимфатическую системы. В результате происходит их накопление в костном мозгу, лимфатических узлах, селезенке и сердце. Актуальным остается вопрос поиска путей снижения выделений при сварке покрытыми электродами, главным образом за счет улучшения состава их покрытия, а также возможности управления дисперсностью частиц сварочного аэрозоля. Библиогр. 25, рис. 1.

Ключевые слова: частица, сварочный аэрозоль, твердая составляющая, токсичность, проникающая способность, санитарно-гигиенические характеристики

Покрытые электроды для ручной дуговой сварки (РДС) длительное время остаются объектом исследований, которые изначально были направлены на улучшение сварочно-технологических характеристик, а следующим этапом было удешевление их производства. На сегодняшний день одним из приоритетных направлений исследований электродов являются их санитарно-гигиенические характеристики и поиск путей снижения негативного влияния процесса сварки на работников данной сферы.

Поскольку основным токсическим компонентом сварочного аэрозоля при сварке низколегированных малоуглеродистых сталей является марганец, он был и есть одним из главных объектов исследования [1]. Подтверждением этому есть опубликованный Международным институтом сварки (МИС) бюллетень, в котором актуализируется вопрос исследования сварочных аэрозолей и приведено несколько рекомендаций [2]:

- влияние марганцесодержащих соединений СА и пыли при сварке и родственных технологиях должно быть минимизировано, по меньшей мере, в пределах соответствующих национальных норм;
- стоит проводить дальнейшие исследования для углубления понимания абсорбции этих соединений (продуктов сварки); их поведения в человеческом организме; взаимосвязи доза-влияние и любых воз-

можных нейрологических и нейроповеденческих явлений».

С другой стороны, Американская конференция государственных промышленных специалистов по гигиене труда (ACGIH) в 2013 г. пересмотрела свои рекомендации по марганцу и предложила снизить предельно допустимые концентрации (ПДК) марганца: для твердой составляющей сварочного аэрозоля (ТССА) с размером частиц менее 2,5 мкм до 0,02 мг/м³, а для ТССА с размером частиц более 2,5 мкм — до 0,1 мг/м³ [3]. В ближайшие несколько лет вышеуказанные нововведения могут приобрести статус нормативов, что заставит производителей сварочных материалов искать пути адаптации к новым условиям. Такой интерес обусловлен необходимостью решения вопросов, касающихся негативного влияния ТССА и его последствий на человеческий организм, поскольку во многих странах, а особенно в США, идут судебные процессы между сварщиками, получившими профессиональные заболевания, и производителями сварочных материалов. Вышеприведенные данные есть свидетельством того, что работы в направлении улучшения санитарно-гигиенических характеристик продолжают на межгосударственном уровне.

В данной статье представлен анализ литературных источников, касающихся современных представлений о механизмах образования СА и путей попадания его частиц в человеческий организм.

Во время РДС происходит нагрев и плавление электрода и основного металла, а поскольку металлические материалы при нагреве являются потенциальным источником паров, то данные процессы высокотемпературного нагрева сопровождаются испарением части основного металла и материалов электрода (1...3 % при сварке покрытым электродом) [4].

После плавления расплавленный металл проходит этапы капли и ванны. Принято считать, что существует 3 источника образования сварочного аэрозоля [5]: расплавленные капли, находящиеся как на торце электрода, так и в момент перехода через дугу до сварочной ванны; сварочная ванна; брызги.

Главным источником высокотемпературного пара является капля, поскольку она характеризуется высокой удельной поверхностью (на порядок больше, чем удельная поверхность сварочной ванны) и более высоким уровнем перегрева [6, 7]. Значение температуры капель в момент отрыва от торца электрода достигает 2500 К. Кроме того, в зонах активных пятен температура расплава иногда превышает температуру кипения. После отрыва капли от кончика электрода ее вклад в образование СА снижается [8]. При попадании образовавшейся паро-газовой смеси (рисунок) за границы защитной атмосферы дуги в результате влияния кислорода окружающей среды происходит интенсивное окисление некоторых продуктов конденсации. При охлаждении полученных паров центрами конденсации могут быть как сами атомы элементов, так и мельчайшие брызги металла, которые выносятся из зоны дуги [1].

В работе Р. Хейлэ и Д. Хила [9] приведены два механизма образования аэрозоля. Первый состоит в испарении составляющих электродного и основного металлов, последующей конденсации и окислении. Второй — в образовании на поверхности расплавленного металла летучих оксидов в случае попадания кислорода в атмосферу дуги. Доля участия каждого из этих механизмов зависит от способа сварки, состава и окислительного потенциа-

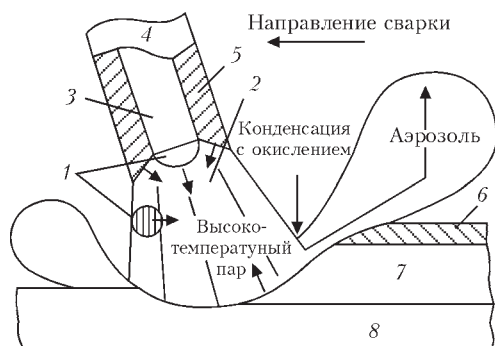
ла атмосферы дуги, при снижении которого роль второго механизма уменьшается.

В случае переноса металла короткими замыканиями и крупными каплями в конце периода короткого замыкания, а также в момент отрыва капли от торца электрода происходит разрушение и взрывное испарение образовавшейся перемычки (шейки) металла между электродом и основным металлом, в результате чего разбрызгивается расплавленный металл. Брызги достаточно малого размера, которые могут оставаться взвешенными в воздушном потоке, называются «микрокаплями». Технически эти микрокапли не являются аэрозолем, но все ТССА, взвешенные в воздушном потоке, принято считать СА.

Микрокапли также могут выступать источником аэрозоля, поскольку, попадая в окружающую атмосферу, они интенсивно испаряются и окисляются, что сопровождается активным выделением аэрозоля [10, 11]. Вклад вышеприведенного механизма уменьшается по мере уменьшения количества коротких замыканий и изменения характера перехода расплавленного металла через дугу.

По характеру образования СА относятся к аэрозольным конденсации, которые представляют собой дисперсную систему, где дисперсной фазой являются наноразмерные и микронные (0,001...10 мкм) частички твердого вещества — ТССА, а дисперсной средой — газ или смесь газов (газообразная составляющая сварочного аэрозоля (ГССА)). Одним из важных факторов, определяющих токсичность ТССА, является ее дисперсность. Все без исключения СА, образующиеся при каких либо процессах дуговой сварки, вредные для здоровья. Разница лишь в степени их вредности и опасности для сварщика, что, в свою очередь, зависит от состава ТССА и ГССА, а также от уровня действующих концентраций и времени такого влияния [12].

ТССА состоит из частиц сферической и несферической форм и их агломератов. Большинство частиц имеют неоднородную структуру — состоят из ядра и оболочки [10, 13]. Ядро состоит в основном из соединений железа и марганца, а оболочка содержит соединения кремния, калия и натрия. Объединение частиц ТССА (агломерирование и агрегатирование) есть результат действия электростатических и адсорбционных сил. Если взять во внимание механизм образования и размер частиц, можно предположить, что электростатические силы взаимодействия частиц СА в разных материалах приблизительно одинаковые. Сила адсорбционного взаимодействия зависит от количества щелочных элементов (калия, натрия и лития) в СА. С увеличением содержания этих элементов количество частиц в агломератах увеличивается и, соответственно, увеличивается размер самого агломерата. Наблюдаются частично спеченные агломераты, агломераты с «открытой» структурой, которые образуются за счет действия Ван-дер-ваальсовских



Механизм образования сварочного аэрозоля [1]: 1 — капля; 2 — дуга; 3 — электродный стержень; 4 — электрод; 5 — покрытие; 6 — шлак; 7 — металл шва; 8 — основной металл

сил, адсорбционных сил атмосферной влаги и электромагнитных сил; а также агломераты наноразмерных частиц в виде цепочек [14–16].

Размеры отдельных частиц и агломератов колеблются от нескольких нанометров до десятков микрометров [17–19]. Около 70...80 % частиц диаметром 0,1...2 мкм, попадающих в организм через органы дыхания, удаляются при выдыхании. Частицы большего диаметра удаляются отхаркиванием мокроты [20].

Частицы ТССА диаметром 2,5...10 мкм определяются как могущие попадать внутрь организма вместе с потоком вдыхаемого воздуха — они обычно попадают в бронхи. Частицы диаметром меньше 2,5 мкм могут не только попадать внутрь организма, но и достигать мельчайших углублений легких — альвеол, где происходит процесс газообмена с ближайшими кровеносными сосудами. Проникая в альвеолы, частицы могут растворяться и проникать в кровоток, а также физически проникать через стенки сосудов и переноситься в крови в твердой форме. Кроме того, они могут диффундировать в разные отделы респираторного тракта, транспортироваться через эпителиальные и эндотелиальные клетки в кровеносную и лимфатическую системы, в результате накапливаясь в костном мозге, лимфатических узлах, селезенке и сердце [21, 22]. Наноразмерная ТССА может проникать через кожу [22]. Особенную опасность наноразмерных частиц является их способность проникать в мозг через нервные окончания в носовых пазухах, преодолевая защитные функции живого организма [23–25]. Для сравнения — размер клеток составляет 1...10 мкм, вирусов — 20...450 нм, молекул белка — 5...50 нм [22].

Представленные данные литературных источников демонстрируют механизмы и источники образования СА, основные физические характеристики частиц СА и его опасность для здоровья человека. Установлено, что проникающая способность частиц и агломератов ТССА зависит от их размера — с уменьшением последнего проникающая способность в организм как через органы дыхания, так и через кожу, возрастает. Наиболее опасными являются частицы нанодиапазона.

Исходя из вышеприведенных данных важным является продолжение исследований свойств ТССА, поиск путей влияния на дисперсность частиц с целью увеличения их размеров, и, соответственно, снижения проникающей способности, а вместе с этим и снижение токсического влияния на живой организм; усовершенствование состава электродного покрытия для уменьшения выделения сварочного аэрозоля.

1. *Металлургия дуговой сварки: Процессы в дуге и плавление электродов* / И.К. Походня, В.Н. Горпенюк, С.С. Миличенко и др. // Под ред. И.К. Походни. — Киев. Наук. думка, 1990. — 224 с.

2. *IIW Statement on Manganese*. 2012 [электронный ресурс]. — Режим доступа: <https://app.aws.org/technical/iw-manganese.pdf>.
3. *Clark D.* What the recent recommendation on manganese exposure means to you // *Welding J.* — 2014. — 93(8). — P. 36–40.
4. *Welding fume* / N. Jenkins, J. Moreton, P. Oakley, S. Stevens // *Sources, Characteristics, Control*, vol. 1-2. Cambridge. England, The Abington Hall. — 1981. — P. 269–329.
5. *A model for prediction of fume formation rate in gas metal arc welding (GMAW), globular and spray modes, DC electrode positive* / J.H. Dennis, P.J. Hewitt, C.A.J. Redding, A.D. Workman // *Ann. Occup. Hyg.* — 2001. — 45. — P. 105–113.
6. *Ерохин А.А.* Кинетика металлургических процессов дуговой сварки. — М. Машиностроение, 1964. — 254 с.
7. *Some considerations about of the formation mechanisms of welding fume* / M. Kobayashi, S. Maki, Y. Hashimoto, T. Suga // *Weld. World.* — 1978. — 16, № 11/12. — P. 238–245.
8. *Лесков Г.И.* Электрическая сварочная дуга. — М. Машиностроение, 1970. — 335 с.
9. *Heile R., Hill D.* Particulate fume generation in arc welding processes // *Welding J.* — 1975. — Vol. 7. — P. 201–210.
10. *Voitkevich V.* Welding fumes: formation, properties and biological effects. Cambridge, England: Abington publishing, 1995. — 75 p.
11. *Jenkins N.T., Pierce W.M.G., Eagar T.W.* Particle size distribution of gas metal and flux cored arc welding fumes // *Welding J.* — 2005. — № 84. — P. 156–163.
12. *An investigation of particulate weld fume generated from GMAW of plain carbon steel* / Z. Sterjovski, J. Drossier, de E. Thoisy et al. // *Australasian Welding J.* — 2006. — Vol. 51. — first quarter. — P. 21–40.
13. *Physicochemical characterization of different welding aerosols* / B. Berlinger, N. Benker, S. Weinbruch et al. // *Anal Bioanal Chemistry.* — 2010. — № 10. — P. 1773–1780.
14. *Zimmer A.E., Biswas P.* Characterization of the aerosols resulting from arc welding processes // *Aerosol Science.* — 2001. — 32. — P. 993–1008.
15. *Zimmer A.E.* The influence of metallurgy on the formation of welding aerosols // *J. of Environmental Monitoring.* — 2002. — 4. — P. 628–632.
16. *Sterjovski Z., Norrish J., Monaghan B.J.* The effect of voltage and metal-transfer mode on particulate-fume size during the GMAW of plain-carbon steel. — *Intern. Inst. of Welding; Doc VIII-2092-08.* — 2008. — 12 p.
17. *Characterization Procedure for the analysis of arc welding fume* / J.W. Sowards, J.C. Lippold, D.W. Dickinson, A.J. Ramires // *Welding J.* — 2008. — № 87(4). — P. 76–83.
18. *Characterization of welding fume from SMAW electrodes. Part I* / J.W. Sowards, J.C. Lippold, D.W. Dickinson, A.J. Ramirez // *Ibid.* — 2008. — № 87(4). — P. 106–112.
19. *Characterization of welding fume from SMAW electrodes. Part II* / J.W. Sowards, J.C. Lippold, D.W. Dickinson, A.J. Ramirez // *Ibid.* — 2010. — № 89(4). — P. 82–89.
20. *Jankovic J.* Searching for a relationship between manganese and welding and Parkinson's disease // *Neurology.* — 2005. — 64. — P. 2021–2028.
21. *Демецкая А.В., Кучерук Т.К., Мовчан В.А.* Частицы нанодиапазона: возможный вклад в развитие профессионально-обусловленной патологии // *Украинский журнал по проблемам медицины труда.* — 2006. — № 1. — С. 62–67.
22. *Hoet P.H.M., Brüske-Hohlfeld I., Salata O.V.* Nanoparticles — known and unknown health risks // *J. of Nanobiotechnology.* — 2004. — № 2(12). — 15 p.
23. *Глушкова А.В., Радилов А.С., Рембовский В.Р.* Нанотехнологии и нанотоксикология — взгляд на проблему // *Токсикологический вестник.* — 2007. — № 6. — С. 4–8.
24. *Raloff J.* Destination brain // *Science News.* — 2010. — Vol. 177. — № 11. — P. 16–20.
25. *Translocation of inhaled ultrafine particles to the brain* / G. Oberdoster, Z. Zharp, V. Atudorei et al. // *Inhalation Toxicology.* — 2004. — № 16. — P. 437–445.

Поступила в редакцию 13.11.2015

ОРГАНИЗАЦИЯ ПЕРВОГО В МИРЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОГО НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКО- ГО И ПРОЕКТНО-КОНСТРУКТОРСКОГО ИНСТИТУТА СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА. ИННОВАЦИОННЫЕ РАБОТЫ ПЕРВОГО ДЕСЯТИЛЕТИЯ

В 1929 г. известный мостостроитель академик Всеукраинской академии наук (ВУАН, теперь — Национальная академия наук Украины) Евгений Оскарович Патон решил применить при строительстве мостов вместо клепки сварку. В то время сварка металлов выполнялась вручную и применялась для ремонта и изготовления конструкций, не испытывающих динамических нагрузок. Отдельными аспектами сварочного производства, проблемами надежности сварных конструкций занимались ученые и изобретатели как в СССР, так и в других странах. Однако ни в СССР, ни за границей не было учреждений, которые смогли бы решать весь комплекс проблем, возникающих на пути развития новых методов соединения.

Е.О. Патон — ученый и опытный инженер, получивший образование в Саксонской королевской машиностроительной академии и в Петербургском институте инженеров транспорта и построивший десятки оригинальных инженерных сооружений, понимал, что для создания новой технологии необходимо объединить и координировать усилия специалистов по различным проблемам сварки. 2 мая 1929 г. по предложению Е.О. Патона Президиум ВУАН принял решение о создании Электросварочной лаборатории.

Осенью 1930 г. академик создает Сварочный комитет — общественную организацию по взаимодействию ученых и инженерно-технических работников, заинтересованных в решении проблем внедрения сварки в народное хозяйство. Комитет по современному определению можно считать прототипом межотраслевого центра координации инновационных работ. Так как диапазон проблем был широким, то в их решении начали брать участие металлурги, электротехники, механики, конструкторы и технологи различных специальностей. Только за первых 4 года деятельности ученого в новой для него сфере почти половина из всех опубликованных в СССР научно-исследовательских работ в области

сварки были подготовлены Е.О. Патоном и его сотрудниками. Некоторые из материалов были перепечатаны в зарубежных журналах.

Евгений Оскарович впервые в мире разработал комплексную программу развития сварки. С начала 1932 г. в стране развернулось всенародное обсуждение научно-исследовательской тематики на Вторую пятилетку развития народного хозяйства СССР. Е.О. Патон выступал на конференциях и сессиях с докладом «Проблемы электросварки во второй пятилетке», была опубликована его статья «Пути развития электросварки». В ней впервые был приведен анализ состояния сварочного производства, отмечены возможности и экономические преимущества сварки, определена потребность страны в сварочном оборудовании, дан прогноз производства сварных металлоконструкций. Е.О. Патон писал: «Основной проблемой электросварки во второй пятилетке является возможно более полная механизация сварочного процесса. Эта мера даст большую экономию сварочной аппаратуры, времени и рабочей силы».

Сознавая неразрывную связь научных проблем, инженерных задач и производственных целей, Евгений Оскарович все более проникался идеей создания учреждения, в рамках которого теоретические и экспериментальные научные



Е.О. Патон с делегатами конференции по автоматической сварке
(Киев, 1940 г.)



Первые эксперименты по сварке (1930 г.)

исследования были бы тесно увязаны с инженерной деятельностью. Ученый пишет: «...заводы и стройки ставили перед нашей лабораторией все новые и новые вопросы, на которые уже нелегко было ответить нашими силами... В рамках лаборатории и комитета нам уже было тесно, характер их деятельности становился таким всеобъемлющим, а масштабы работы так разрастались, что сама жизнь заставляла нас искать новые, более совершенные формы научной работы. Мне казалось, что вполне назрел вопрос о создании специального научно-исследовательского института по сварке». [Воспоминания, с.11].

Деятельность Е.О. Патона оказалась престижной и востребованной — руководство страны ждало от ученых весомого вклада в экономическое развитие. В ноябре 1932 г. Правительством СССР были выделены средства на научные нужды Института строительной механики, Электросварочной лаборатории и Кабинета транспортной механики. Объем плановых научно-исследовательских и производственных заказных работ быстро расширился и Е.О. Патон поставил вопрос об организации в системе Всеукраинской академии наук научно-исследовательского института.

2 февраля 1933 г. Президиум ВУАН вынес решение о преобразовании Электросварочной лаборатории в Институт электросварки. Директором и научным руководителем института назначался Е.О. Патон.

3 января 1934 г. Совет народных комиссаров СССР принял Постановление о создании Института электросварки (ИЭС) — первой в мире специализированной научно-исследовательской конструкторской организации в области сварочного производства. Теперь уже в рамках института Евгений Оскарович продолжал развивать и реализовывать идею соединения научных исследований, технологических разработок, кон-

струирования и изготовления опытных образцов аппаратуры, участия во внедрении работ в комплексе одного института. В соответствии с этими задачами формируются научно-исследовательские подразделения, конструкторское бюро, производственные мастерские по изготовлению приборов и аппаратов, экспериментальные и внедренческие подразделения.

В 1935 г. была создана автоматическая сварочная головка, сконструированы станки для автоматической сварки балок, цистерн, колес и др. Вскоре успехи ИЭС отмечались в Приказе по Народному комиссариату тяжелой промышленности № 869 от 23 мая 1936 г. «О развитии автоматической сварки»;

институту выделялось необходимое финансирование, назначались заводы по изготовлению оборудования. Е.О. Патон организовал в Киеве первую Всесоюзную конференцию по автоматической дуговой сварке (открытой дугой). В 1937 г. был испытан созданный в ИЭС «аппарат-трактор» для дуговой сварки электродной проволокой с тонким покрытием и проволокой крестового сечения. Однако производительность автоматической сварки не намного превышала производительность работ, достигнутых сварщиками-ручниками, а сварочные головки оказались сложными в эксплуатации. И тогда Евгений Оскарович принял решение разрабатывать сварку непокрытой (голой) электродной проволокой под слоем флюса. В 1939 г. в ИЭС в результате физико-металлургических и других исследований была создана технология сварки малоуглеродистых конструкционных сталей, разработаны флюс, кремниймарганцовистая проволока и сварочная головка для подачи плавящегося электрода. Высокое качество шва было гарантировано.

В июне 1940 г. в ИЭС участникам Всесоюзной конференции была продемонстрирована автоматическая сварка под флюсом стыкового шва стальных листов толщиной 20 мм в один проход со скоростью 30 м/ч. Новый вид сварки поразил производственников — он оказался в 11 раз более продуктивным, чем ручная дуговая сварка. Следует отметить, что темпы разработки технологий и аппаратуры были высокими благодаря патоновской организации научно-исследовательских и проектных работ. Результаты поисковых работ были обобщены в 1940 г. Е.О. Патонем в первой в мировой литературе монографии о сварке под флюсом. В ней, кроме прочего, упоминалось и о новом научном направлении — металлургии сварки плавлением.

Теперь мост через Днепр в Киеве можно было строить с применением автоматической сварки.

С этим предложением Евгений Оскарович обратился к Первому секретарю ЦК КП(б) Украины Н.С. Хрущеву. А тот немедленно доложил И.В. Сталину об успехах «подшефных ему» украинских ученых. В результате Е.О. Патону было поручено подготовить постановление о внедрении автоматической сварки, не считаясь с затратами предусмотреть изготовление оборудования, материалов, обучение специалистов. 20 декабря 1940г. ЦК ВКП(б) и Совнарком СССР издали постановление о внедрении скоростной сварки на двадцати крупнейших заводах страны. Е.О. Патон назначался Государственным Советником по машиностроению, ему поручалось курировать выполнение этого постановления с сохранением руководства Институтом электросварки. И, кроме того, он руководил отделом сварки в Центральном научно-исследовательском институте технологии машиностроения (в Москве). Патон приезжает на заводы в Днепропетровск, Брянск, Горький, Калинин, Ленинград, Подольск, Ярославль и в другие промышленные центры, где институтские инструкторы обеспечивали не только внедрение автоматической сварки, но и обратную связь заводов с институтом. В Москве Е.О. Патон провел Всесоюзную конференцию «Скоростная автоматическая электросварка голым электродом под слоем флюса». В марте 1941 г. «За разработку скоростной сварки» Е.О. Патон был удостоен Сталинской премии первой степени (позже Е.О. Патон узнал, что еще в 1938 г. руководство СССР собиралось купить технологию автоматической сварки у фирмы «Линде» (США).

Успешное внедрение инновационной технологии, в том числе и для изготовления мостовых балок, было прервано вторжением армий Германии и ее союзников.

Источники:

- Патон Е.О. Воспоминания. — Киев: Гослитиздат Украины, 1955. — 324 с.
- Центральный научный архив. — Ф.1, оп. 1, д. 350. Особиста справа Є.О. Патона. — Л.68, С.129, С. 196.
- Патон Е.О. Про організацію Електрозварного комітету при ВУАН // Вісник ВУАН. — 1930. — № 6 — С. 25–28.
- Центральный научный архив НАН Украины Ф.1. оп.1. Протоколы заседаний Президиума ВУАН за 1930 г. — Л.108.
- Організація електрозварної лабораторії (при ВУАН) // Вісник ВУАН. — 1930. — № 6. — С. 14–15.
- Центральный научный архив. — Ф.1. Протоколы заседаний Президиума за 1931 г. — Л.358.
- Патон Е.О. Пути развития электросварки во второй пятилетке // Автоген. работник. — 1932. — № 1/2. — С. 14.
- Організація електрозварної лабораторії (при ВУАН) // Вісник ВУАН. — 1930. — № 6. — С. 14–15.
- Патон Є.О. Інститут електрозварювання УАН // Вісті УАН. — 1935. — № 1. — С. 12.
- Патон Е.О. Современное положение автоматической сварки в СССР // Автоген. работник. — 1937. — № 1. — С.1–4.
- Дятлов В.И. Характеристика существующих толстых электродных покрытий для сварки малоуглеродистой стали. — Киев.: Изд-во АН УССР, 1937. — 70 с.
- Дятлов В.И., Фрумін І.І. Стабілізуючі покриття для автозварювання на змінному струмі. — Київ: Вид-во АН УРСР, 1940. — 48 с.
- Матійко М.М. Розвиток дугового електрозварювання на Україні. — Київ.: Вид-во АН УРСР. 1963. — 68 с.
- Патон Є.О., Горбунов Б.М. Електрозварні конструкції в промисловому будівництві : Посібник для проектування. — Київ: ВУАН. Електрозвар. комітет, 1933. — 96 с.
- Патон Є.О. До історії розвитку автоматичного електро-дугового зварювання // Вісті АН УРСР. — 1941. — № 2/3. — С. 28–37.
- Патон Е.О. Скоростная автоматическая сварка под слоем флюса. — 2-е изд. — М.-Л.: Машгиз, 1941. — 110 с.
- Корнієнко М.О. Патон Євген Оскарович. Українська Радянська Енциклопедія. Т. 8. — Київ: УРЕ, 1982. — 528 с.
- Центральный державний історичний архів України. — Ф.692, оп.1, Д 3282.-Л. 1–12.
- Корнієнко О.М. Деякі сторінки життя Є.О. Патона // Видатні конструктори України. — Т.1. — Київ: Екмо, 2009. — С. 76–80.
- Чеканов А.О. Євген Оскарович Патон. — Київ: Наук. думка, 1979. — 191 с.
- Онопrienко В.И., Кистерская Л.Д., Севбо П.И. Евгений Оскарович Патон. — Киев: Наук. думка, 1988. — 240 с.

А.Н. Корниенко, д-р ист. наук

Десять мировых производителей стали

Согласно последним статистическим данным, опубликованным Всемирной ассоциацией производителей стали, выход сырой стали в 66 странах мира в октябре 2015 г. составил 133,640 млн. т. Ежемесячный выход снизился на 3,1 % по сравнению с октябрём прошлого года. На долю этих стран приходится примерно 99 % от общего объема производства стали в мире.

Крупнейшие мировые производители стали в октябре 2015 г., тыс. т:

- | | | | |
|-----------------------|------------------|--------------------|---------------|
| 1. Китай — 66124 | 2. Япония — 9003 | 3. Индия — 7500 | 4. США — 6739 |
| 5. Южная Корея — 5830 | 6. Россия — 5678 | 7. Германия — 3638 | |
| 8. Бразилия — 2983 | 9. Турция — 2774 | 10. Украина — 2055 | |

Список десяти стран по совокупному производству стали в течение января-октября 2015 г., тыс. т:

- | | | | |
|-------------------|------------------------|---------------------|---------------------|
| 1. Китай — 675104 | 2. Япония — 87815 | 3. Индия — 75075 | 4. США — 67243 |
| 5. Россия — 59307 | 6. Южная Корея — 57672 | 7. Германия — 36208 | 8. Бразилия — 28236 |
| 9. Турция — 26554 | 10. Украина — 19148 | | |

<http://www.azovpromstal.com/news>

ПОСЕЩЕНИЕ ИЭС им. Е.О. ПАТОНА ДЕЛЕГАЦИЕЙ ИНСТИТУТА СВАРКИ ПОЛЬШИ

По приглашению дирекции ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины с 18 по 20 ноября 2015 г. ИЭС посетила делегация Института сварки Польши (Instytut Spawalnictwa) из г. Гливице в составе директора института Адама Пиетраса и заместителя начальника отдела технологии сварки Евгения Турыка. Целью посещения являлось ознакомление руководства Института сварки Польши с направлениями деятельности ИЭС.

В соответствии с программой приема было проведено несколько встреч.

Руководитель отдела «Исследование физических процессов, технология и оборудование для электронно-лучевой и лазерной сварки» член-корреспондент НАН Украины В.М. Нестеренков ознакомил польских коллег с направлениями деятельности отдела по изготовлению оборудования для ЭЛС и разработкам новых технологий ЭЛС; была показана новая камера для электронно-лучевой сварки объемом 40 м³ и уникальная камера на 100 м³ для ЭЛС новых камер. Были продемонстрированы технологические операции изготовления цельносварной наружной части корпуса передней камеры среднего давления газотурбинного двигателя из литейного титанового α -сплава BT5Л, состоящей из стоек и лопаток, методом электроннолучевой сварки с компьютерным управлением технологическим процессом.

Заместитель директора ИЭС академик НАН Украины Л.М. Лобанов осветил основные направления деятельности ИЭС в области оптимизации сварных конструкций, а также неразрушающего контроля и технической диагностики сварных изделий и конструкций. Он также ознакомил польских коллег с ходом выполнения целевой комплексной программы НАН Украины «Ресурс», направленной на продление срока безопасной эксплуатации конструкций, сооружений и машин. По завершению встречи Л.М. Лобанов провел экскурсию для гостей в демонстрационном зале ИЭС.

Заместитель директора ИЭС академик НАН Украины И.В. Кривцун во время встречи остановился на вопросах моделирования физических процессов, протекающих при сварке. Обсуждались возможности повышения эффективности гибридных процессов сварки, базирующихся на энергии лазерного излучения.

Состоялась встреча с руководителем отдела «Физико-химические исследования материалов» академиком НАН Украины Г.М. Григоренко, во время которой была предоставлена возможность ознакомиться с различными видами ана-

литического оборудования отдела, в частности, с установкой Gleeble 3800 (DSI), оптическим спектрометром (ICP-спектрометр) с индуктивно-связанной плазмой iCAP 6500 DUO (Thermo Fisher Scientific), Оже-микрозондом с полевым эмиссионным катодом JAMP-9500F (JEOL Ltd).

Руководитель отдела «Специализированная высоковольтная техника и лазерная сварка» канд. тех. наук В.Д. Шелягин ознакомил гостей с возможностями отдела в области лазерных технологий сварки, и, в частности, подробно рассказал о ручном лазерном инструменте, разработанном в ИЭС, для сварки на железнодорожном транспорте.



У электронно-лучевой камеры, слева направо Е. Турык, В.М. Нестеренков, А. Пиетрас



В демонстрационном зале ИЭС, слева направо Л.М. Лобанов, Е. Турык, А. Пиетрас



Обсуждение возможностей инструмента для высокочастотной механической проковки, слева направо Е. Турык, А. Пьетрас, В.В. Кныш

В отделе «Прочность сварных конструкций» (руководитель докт. техн. наук В.В. Кныш) была проведена демонстрация уникального оборудования ИЭС для механических испытаний, в т.ч. пресса МП-800 и инструмента для высокочастотной механической проковки сварных соединений.

Состоялась также встреча с руководителем отдела Института сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины членом-корреспондентом НАН Украины А.Л. Майстренко, во время которой обсуждались вопросы, связанные с совершенствованием технологии сварки трением с перемешиванием и изготовлением специализированного инструментария.



Во время подписания Соглашения о сотрудничестве, слева направо Л.М. Лобанов, Б.Е. Патон, А.Т. Зельниченко, А. Пьетрас

Директор Международной Ассоциации «Сварка» канд. физ.-мат. наук А.Т. Зельниченко ознакомил польских гостей с основными направлениями издательской деятельности ИЭС и планами по проведению конференций в 2016 г., которые организывает Институт.

20 ноября состоялась заключительная встреча у директора ИЭС академика Бориса Евгеньевича Патона, во время которой обсуждались вопросы сотрудничества между институтами. Подробно обсуждался польский опыт подготовки сварщиков. По завершению встречи было подписано Соглашение о научно-техническом сотрудничестве между Институтом электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины и Институтом сварки Польши.

А.Т. Зельниченко

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ПРОМЫШЛЕННЫЙ ФОРУМ

С 24 по 27 ноября 2015 г. в Киеве на территории Международного выставочного центра прошел XIV Международный промышленный форум, который в этом году вошел в список ведущих мировых промышленных выставок, официально сертифицированных и признанных Всемирной ассоциацией выставочной индустрии. Он ежегодно подтверждает свой статус крупнейшего выставочного события Украины по машиностроительной и металлообрабатывающей тематике. Организатором промышленного форума выступил ООО «Международный выставочный центр».

Экспозиции форума в этом году заняли площадь 10000 квадратных метров, в специализированных выставках приняли участие 298 компаний, представив оборудование и технологии из 28 стран мира. Мероприятие посетили 7562 человека. В рамках промышленного форума были



Директор ООО ПИИ «Бинцель Украина» Ю.А. Дидус на стенде компании



«Желтый мир» роботов на стенде компании «Фанук Украина» проведены специализированные выставки «Металлообработка», «УкрСварка», «Безопасность производства», «УкрПромАвтоматизация», «Образцы, стандарты, эталоны, приборы» и др.

Участники специализированных выставок «УкрПромАвтоматизация» и «Образцы, стандарты, эталоны, приборы» традиционно представили на своих стендах весь спектр оборудования и программного обеспечения, необходимых для производства в любой отрасли.

Специализированная выставка «Безопасность производства» традиционно представила отечественных производителей спецодежды, спецобуви и средств индивидуальной и коллективной защиты.

Государственная служба Украины по вопросам труда в рамках форума провела свою коллегию, что, бесспорно, подтверждает большое значение выставки в части повышения эффективности мероприятий, проводимых на государственном уровне для обеспечения безопасности труда на производствах.

Традиционно ядром форума являлись выставки «Металлообработка» и «УкрСварка». На своих стендах новейшие образцы оборудования и инструмента продемонстрировали как отечественные, так и зарубежные производители. Промышленные компании Чешской Республики, Республики Словении и Турции были представлены коллективными экспозициями. ООО «Арамис» — отечественный производитель технологического оборудования для обработки материалов — продемонстрировал на выставке новейшую модель станка для лазерной резки серии AFL-3000, имеющую усиленную механику порталного механизма, что дает возможность максимально реализовать потенциал мощных лазеров. Яркой страницей Промышленного форума была крупнейшая за все годы его существования экспозиция про-



Система технического зрения для промышленных сварочных роботов, разработанная в ИЭС им. Е.О. Патона

мышленных роботов. Погружение в свой «желтый мир» на одном из центральных стендов выставки проводили специалисты компании «Фанук Украина». Посетители имели отличную возможность ознакомиться с инновационными решениями, представленными сразу на двух выставочных стендах ООО «Фрониус Украина». Основной его новинкой, торжественно презентованной на выставке, стала сварочная платформа TPS/iRobotics — инновационная система для решения различных сварочных задач, которая устанавливает новые стандарты взаимодействия между человеком и машиной. Роботы ТМ Panasonic на стенде ООО «КБ Роботикс Инженерия», ТМ MOTOMAN на стенде компании ООО «Триада ЛТД Ко», ТМ KUKA на стенде компании ООО «Центроспав-Украина» пользовались неослабевающим интересом посетителей выставки.

Сварочные работы в «горячем» исполнении велись на стендах ООО «Фрониус Украина», ООО «Саммит», ООО «Центроспав-Украина», ЧП «Идель» и других. Самобытными и насыщенными были стенды ООО «Сварка», ООО ПИИ «Бинцель Украина ГмбХ» и Jackle Schweiss- und Schneidtechnik GmbH.

Постоянный поток посетителей был на стендах отечественных производителей: ООО «Завод автогенного оборудования «Донмет» (который в этом году отметил свое 25-летие), ОДО «Зонт», НПП «Техмаш», ООО «Сумы-Электрод». Открытием выставки стала компания ООО «Витаполис»



На стенде журналов «Автоматическая сварка» и «Техническая диагностика и неразрушающий контроль»

— новый отечественный производитель широкой номенклатуры сварочных проволок.

На выставке также были представлены разработки ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины в области роботизированной сварки. На стенде компании ООО «Фрониус Украина» демонстрировалась система технического зрения для промышленных сварочных роботов, которая позволяет компенсировать неточности сборки и подготовки стыка под сварку. В основу работы системы технического зрения положен лазерный триангуляционный ме-

тод, суть которого заключается в формировании светового следа на свариваемых поверхностях с последующей его фиксацией специализированной видеокамерой. Благодаря системе технического зрения робот не только определяет пространственное положение деталей и стыкового соединения перед сваркой, но и получает дополнительную технологическую информацию, такую как ширина и глубина разделки, величина зазора, превышение одной кромки относительно другой. Эта информация очень важна, так как открывает перед технологами возможности адаптивного автоматического управления процессом сварки.

Как и на предыдущих выставках в этом году на выставке «УкрСварка» на своих стендах были представлены журналы «Автоматическая сварка», «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» и «Сварщик». Большой интерес у посетителей вызвала тематика ноябрьского выпуска журнала «Автоматическая сварка», приуроченного издателем специально ко времени проведения Промышленного форума.

В дни работы форума в Киеве прошел XI-й конкурс сварщиков Украины «Золотой кубок Бенардоса-2015». Церемония награждения победителей конкурса состоялась в торжественной обстановке на стендах участников выставки «УкрСварка».

По мнению участников специализированной выставки «УкрСварка» она окончательно утвердилась как главная выставочная площадка для специалистов по технологиям сварки, резки и наплавки в Украине.

По материалам пострелиза

К 100-летию со дня рождения А.М. Макары



но учился на рабфаке.

В 1935 г. стал студентом организованного Е.О. Патонам в КПИ отделения по подготовке инженеров-сварщиков. Он слушал лекции В.И. Дятлова, П.П. Буштедта и других специалистов, которые создавали новую технику. После окончания КПИ

Арсений Мартынович Макара, доктор технических наук, профессор, член-корреспондент АН УССР, лауреат Государственной премии УССР, Премии им. Е.О. Патона АН УССР родился в с. Лубянка Киевской области. Работал слесарем в Киевском областном транспортном тресте и одновременно

в 1940 г. А.М. Макару направляют на работу в Институт электросварки. Здесь он приобщается к работам по улучшению качества сварных соединений и повышению производительности дуговой сварки, которым в то время уделялось большое внимание. В то время в Институте выполнялись комплексные исследования по рациональному конструированию сварных изделий, созданию высокопроизводительного оборудования и разработке основ металлургии сварочных процессов. Младший научный сотрудник Арсений Макара, работая в технологическом отделе под руководством В.И. Дятлова, подключился к решению металлургических проблем и остался верным этой тематике до конца своей жизни.

Талант исследователя у А.М. Макары проявился рано. Работая в трудных условиях военных лет на «Уралвагонзаводе» в Нижнем Тагиле, по ночам он в свободное от работы на конвейере время на одолженном осциллографе вместе с Б.Е. Патонем исследует процессы, протекающие при автоматической сварке под флюсом. Впервые было доказано существование дугового разряда как источника тепловой энергии для плавления флюса и металла. В монографии молодых ученых «Экспериментальное исследование процесса автоматической сварки под слоем флюса» (К., 1944 г.) впервые были сформулированы концепция выбора системы флюсов, режимов сварки и теоретические основы конструирования автоматов для дуговой сварки.

В послевоенный период А.М. Макара участвует в экспериментальных исследованиях многодуговой сварки, изучая перспективность этой идеи для развития высокопроизводительных технологий в танко-, судо- и мостостроении. Результаты этой работы изложены в научном труде «Процесс плавления основного металла при автосварке под флюсом», вышедшем в 1948 г. Однако главным направлением научной деятельности А.М. Макары стала сварка специальных высокопрочных сталей. Благодаря этим работам был закреплен приоритет Института электросварки в области дуговой автоматической сварки броневого сталей, а также высокопрочных среднелегированных сталей в аэрокосмической отрасли.

В 1946 г. А.М. Макара защищает кандидатскую диссертацию, а с 1948 г. возглавляет лабораторию, которая вскоре была преобразована в отдел сварки высокопрочных среднелегированных сталей, применяемых в судо-, танко-, авиа- и ракетостроении, а также при производстве труб большого диаметра и сосудов высокого давления. Отдел стал школой для многих научных сотрудников ИЭС им. Е.О. Патона, в том числе трех докторов технических наук и 25 кандидатов технических наук.

Следует отметить, что в то время применение сварки в конструкциях из закаливающихся сталей, которые ранее изготавливались методом клепания, сдерживалось из-за склонности сварных соединений к хрупкому разрушению. Единого мнения о причинах разрушения не было, высказывались различные предположения. Поэтому опубликованная в 1948 г. статья А.М. Макары и Б.И. Медовара «О характере первичной кристаллизации сварочной ванны», в которой обосновывалась необходимость совершенствования сталей, инициировала дискуссию, в результате которой были сформулированы актуальные направления развития сварочной науки и металлургии. В частности, уникальные исследования условий кристаллизации

швов при больших скоростях сварки и объемах сварочной ванны. Впоследствии это привело к зарождению и развитию родственного направления «Спецэлектрометаллургия».

На основании проведенных дискуссий по указанной работе Е.О. Патон в 1948 г. выдвигает программу из 25 тем, в работу над которой включается А.М. Макара. В результате этой работы в отделе появилось еще одно научно-практическое направление – исследование феномена трещин-надрывов, улучшение существующих и создание новых конструкционных низколегированных сталей, в том числе хладостойких, используемых в сосудах высокого давления, которые работают в условиях низких температур.

В 1952 г. А.М. Макара участвует в разработке низкокремнистых и низкомарганцовистых плавленых флюсов, обеспечивающих снижение содержания вредных примесей и снижающих порог хладноломкости соединений легированных сталей. В отделе создаются и новые электродные проволоки. Эти работы А.М. Макары находят широкое применение в танко- и судостроении, в производстве строительных конструкций. В этот же период благодаря внедрению высокоскоростной многодуговой сварки решается проблема массового производства труб на заводах Харцызска и Мариуполя.

Преимущества электрошлаковых процессов не могли бы полностью реализоваться без участия А.М. Макары и сотрудников его отдела. Исследование условий возникновения трещин при сварке легированных сталей, влияние параметров режима сварки и термообработки на механические свойства соединений и ряд других работ открыли новые возможности электрошлаковой технологии сварки сталей для изготовления мощного металлургического и энергетического оборудования, стартовых установок для баллистических ракет, корпусов подводных лодок и др. Эти работы становятся основой докторской диссертации, которую А.М. Макара защищает в 1964 г.

В последние годы своей жизни А.М. Макара работает над созданием научных основ технологий и материалов для сварки, в том числе для электрошлаковой, электронно-лучевой и диффузионной сварки высокопрочных и разнородных сталей, повышения стойкости против перегрева сталей обычного производства, а также полученных методами специальной электрометаллургии, в том числе и композиционных сталей. Он изучает закономерности плавления, изменения химического состава, кристаллизации металла швов, формирования структуры и свойств соединений при сварке и родственных процессах. Большое внимание уделяется при этом глубоким и всесторонним исследованиям природы и механизма образования

холодных трещин в сварных соединениях закаливающих сталей, фазовых и структурных превращений при сварке, закономерностям обеспечения равнопрочности всех участков соединения.

Исследования проблем равнопрочности сварных соединений высокопрочных сталей ($\sigma_{\text{в}} = 1000 \dots 2000$ МПа) в 1960-е годы позволило выявить недостатки металлургического производства этих сталей. Опираясь на их результаты, академики Б.Е. Патон и М.К. Янгель обратились к руководству Приднепровского Совнархоза с предложением кардинального улучшения сталей за счет повышения их чистоты по содержанию серы, кислорода и неметаллических включений. Институт были предложены новые технологии изготовления высокочистых сталей с использованием методов электрошлакового, плазменно-дугового и электронно-лучевого переплавов. С повышением чистоты сталей, как затем выяснилось, изменились условия плавления металла и формирования структуры и свойств сварных соединений. Особенно неожиданно возникали проблемы их проплавления в инертных газах. А.М. Макара в 1963 г. организует исследования этого явления, что приводит к созданию нового класса сварочных материалов — активирующих флюсов. После демонстрации в Британском институте сварки (TWI) в 1993 г. способа сварки с этими флюсами он стал предметом изучения и быстро распространился в Англии, США, Японии, Китае, Польше и др. развитых странах мира.

Непосредственно А.М. Макарой подготовлено более 15 кандидатов и докторов наук, единолично и с его участием опубликовано 8 монографий, ко-

торые стали основой для формирования программ подготовки студентов и молодых специалистов сварочной специальности.

В 1954 г. А.М. Макара был назначен заместителем директора Института электросварки им. Е.О. Патона. На этом посту он активно занимался развитием физико-химических методов исследования сварных соединений в ИЭС. В 1965 г. А.М. Макара избирается профессором, а в 1967 г. — член-корреспондентом АН УССР в качестве члена Бюро отделения физико-технических проблем металлургии АН УССР, где также активно занимался организационной работой. В качестве заместителя председателя Ученого совета ИЭС им. Е.О. Патона, члена спецсоветов в КПИ и МВТУ им. Баумана, члена Координационного научного совета по сварке, члена редакционной коллегии журнала «Автоматическая сварка», Председателя комиссии по сварке научно-технического Совета Минхимнефтепрома он внес значительный вклад в развитие науки и техники.

За трудовую деятельность А.М. Макара награжден медалями «За трудовую доблесть» (1943 г., 1954 г.), «За доблестный труд» (1970 г.) и орденом «Знак почета» (1967 г.). Он лауреат Государственной премии УССР (1958 г.), премии им. Е.О. Патона (1970 г.).

Все, кто работал и общался с Арсением Мартыновичем, помнят его исключительную порядочность, добросердечность и доброжелательность.

Светлую память об Арсении Мартыновиче Макаре, известном ученом в области металлургии и технологии сварки, с благодарностью хранят его коллеги и ученики.

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины,
редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

В.И. Галиничу — 80



В январе 2016 г. исполнилось 80 лет со дня рождения видного ученого, известного специалиста в области сварочных материалов, ведущего научного сотрудника, кандидата технических наук, заведующего отделом «Сварочные материалы» Института электросварки

им. Е.О. Патона НАН Украины Владимира Илларионовича Галиничу. После окончания сварочного факультета Киевского политехнического института в 1958 г. он был направлен на работу в ИЭС. Работе в Институте Галинич В.И. посвятил всю свою трудовую жизнь. Здесь он прошел славный

путь от инженера до признанного ученого, заведующего научным отделом, посвятив свою жизнь исследованиям шлаковых расплавов и разработке технологий и материалов для электродуговой и электрошлаковой сварки.

Галинич В.И. проявил себя вдумчивым, изобретательным специалистом, способным разбираться в сложных физико-химических процессах сварки плавлением. Характерным для него является умение охватить суть явления, понять закономерности на основе разрозненных фактов.

После организации в 1964 г. в ИЭС отдела «Сварочные материалы», руководимого д-м техн. наук Подгаецким В.В., вся дальнейшая работа Галинич В.И. связана с этим отделом. Галинич В.И.

является учеником научной школы, созданной В.В. Подгаецким, и достойным продолжателем традиций этой школы. Он активно изучает металлургические процессы при сварке под флюсом, физико-химические свойства флюсов и шлаковых расплавов, их влияние на качество сварных соединений ответственных конструкций. Выполненные им высокотемпературные исследования являются существенным вкладом в разработку и углубление теоретических основ сварки плавлением. В 1972 г. им успешно защищена кандидатская диссертация. Под руководством Галинича В.И. создан и внедрен в производство целый ряд современных высокоэффективных материалов для механизированной сварки под флюсом. Отличительной особенностью работы Галинича В.И. является разноректорный характер его деятельности. Научную работу в отделе он активно сочетает с решением всех возникающих вопросов на заводах и предприятиях страны, проявив себя талантливым организатором производства. Все ныне действующие в Украине и странах СНГ большие производства сварочных флюсов созданы или модернизированы с использованием разработанных Галиничем В.И. современных технологий и с его непосредственным участием. Это плодотворное сотрудничество с предприятиями продолжается и сегодня.

Галинич В.И. является одним из ведущих в Украине специалистов в области сварочных материалов, признанным как в Украине, так и за ее пределами. В 2012 г. он удостоен звания лауреата Государственной премии Украины в области науки и техники. Он имеет более 300 опубликованных научных трудов, авторских свидетельств на изобретения и патентов. В их числе 5 монографий.

В течение многих лет Галинич В.И. входил в состав редколлегии журнала «Автоматическая сварка» и выполнял обязанности заместителя главного редактора.

До сих пор научную работу он успешно сочетает с руководством внешнеторговой фирмой ИЭС им. Е.О. Патона «ИНПАТ» практически со дня ее основания (1987 г.). И в этой деятельности он признан авторитетным специалистом среди партнеров из многих стран. Первый опыт участия в международном научном сотрудничестве В.И. Галинич приобрел, успешно руководя одной из тем в рамках такого сотрудничества стран-членов СЭВ по программе «Сварка».

Галинич В.И. полон сил, энергии, новых творческих устремлений. Научная общественность сердечно поздравляет Владимира Илларионовича со славным юбилеем, желает ему крепкого здоровья, счастья и новых творческих успехов.



**Международная конференция
«СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ»**
13–15 июня 2016 г.
Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

Тематика конференции:

- ♦ электронно-лучевая сварка
- ♦ лазерная сварка
- ♦ гибридные процессы сварки
- ♦ сварка трением с перемешиванием
- ♦ контактно-стыковая сварка высокопрочных сталей
- ♦ сварка дугой, вращающейся в магнитном поле
- ♦ 3D аддитивные технологии, базирующиеся на сварочных процессах

Контрольные даты

- ♦ Подача заявок для участия и отправка доклада до 15.03.2016
- ♦ Рассылка программы конференции до 15.04.2016
- ♦ Оплата организационного взноса до 14.06.2016

Организационный комитет:
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
03680, г. Киев, ул. Боженко 11, тел./факс: +38(044) 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua, patonpublishinghouse@gmail.com
www.pwi-scientists.com/rus/modernweld2016
www.patonpublishinghouse.com

Календарь выставок и конференций в 2016 г.

Дата	Место проведения	Название
2–5 февраля	Красноярск, Россия	Выставка по металлообработке и сварке
22–26 февраля	Свалява, Карпаты, Украина	16-й Международный научно-технический семинар «Современные проблемы производства и ремонта в промышленности и на транспорте»
2–4 марта	Москва, Россия	Ежегодный Всероссийский форум по неразрушающему контролю «Территория NDT»
23–25 марта	Львов, Украина	5-я специализированная выставка «Металл. Оборудование. Инструмент-2016»
29–31 марта	Киев, Украина	3-я Международная специализированная выставка «Киевская техническая ярмарка-2016»
29 марта–1 апреля	Новосибирск, Россия	Выставка Машиностроения и металлообработки «Machex Siberia»
11–14 апреля	Луизианна, США	25-й исследовательский симпозиум Американского общества по неразрушающему контролю
12–14 апреля	г. С.-Петербург, Россия	18-я Международная научно-практическая конференция «Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика»
20–21 апреля	Галле, Германия	10-я Международная конференция по лучевым технологиям
22–24 апреля	Хайдарабат, Индия	6-й Коллоквиум МИС по сварочным исследованиям и сотрудничеству
26–29 апреля	Нижний Новгород, Россия	Выставка «Машиностроение. Станки. Инструмент. Сварка»
27–29 апреля	Астана, Казахстан	Казахстанская Международная выставка «Неразрушающий контроль и техническая диагностика»
11–12 мая	Галле, Германия	4-я Европейская конференция «JOIN-TRANS -2016»
17–19 мая	Тихон, Испания	3-й Международный конгресс по сварке и 21-я конференция по соединению материалов
17–19 мая	Мендзыздое, Польша	22-я научно-техническая конференция сварщиков «Прогресс, инновации и требования к качеству в сварочных процессах»
17–20 мая	С.-Петербург, Россия	Международная выставка «Сварка/Welding-2016» и выставка-конгресс «Защита от коррозии-2016»
25–27 мая	Минск, Беларусь	Международная научно-техническая конференция «Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка»
27–29 мая	Запорожье, Украина	Выставка «Машиностроение. Металлургия»
31 мая–3 июня	Волгоград, Россия	9-я Международная научно-техническая конференция «Дуговая сварка. Материалы и качество»
4–8 июня	Место проведения будет уточнено	16-я Международная научно-техническая конференция «Инженерия поверхности и реновация изделий»
7–10 июня	Киев, Украина	Международный симпозиум к 100-летию со дня рождения Б.И. Медовара

13–15 июня	Киев, Украина	Международная конференция «Современные технологии сварки»
13–17 июня	Мюнхен, Германия	19-я Международная выставка и конференция по неразрушающему контролю NDT
13–18 июня	Варна, Болгария	XII Международная конференция по электронно-лучевым технологиям
15–16 июня	Галле, Германия	Международная конференция «Наплавка. Защита против износа»
10–15 июля	Мельбурн, Австралия	69-я ассамблея Международного института сварки
6–8 сентября	Екатеринбург, Россия	Международная специализированная выставка приборов и оборудования для промышленного неразрушающего контроля «Дефектоскопия»
13–15 сентября	Париж, Франция	ESOP-2015 «Строительство и ресурс оборудования, работающего под давлением. Главные проблемы»
19–23 сентября	Одесса, Украина	8-я Международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии»
20–23 сентября	Место проведения будет уточнено	16-я Международная научно-практическая конференция с действующими семинарами «Качество, стандартизация, контроль: теория и практика»
21–23 сентября	Одесса, Украина	Международная научно-практическая конференция «Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергосбережении»
4–7 октября	Краматорск, Донецкая обл., Украина	4-я Международная научно-техническая конференция «Сварка и родственные технологии: перспективы развития»
11–14 октября	Киев, Украина	13-я Международная специализированная выставка «Оружие и безопасность-2016»
11–14 октября	Москва, Россия	16-я Международная выставка сварочных материалов, оборудования и технологий «Weldex/Россварка»
11–14 октября	Москва, Россия	Международная выставка «3D. Аддитивные технологии» в рамках выставки «Станкостроение-2016»
11–15 октября	Монпелье, Франция	EUROCORR 2016 – Европейский конгресс по коррозии и защите материалов
18–20 октября	Сосновице, Польша	Международная конференция «Технологии XXI века» одновременно с выставкой «Expowelding-2016»
22–25 ноября	Киев, Украина	XV Международный промышленный форум-2016

ЗАКАЖИТЕ ИНФОРМАЦИОННЫЙ БЮЛЛЕТЕНЬ!

Уважаемые коллеги!

Приглашаем Вас подписаться на бесплатное получение информационного бюллетеня журнала «Автоматическая сварка».

Для подписки необходимо выслать по электронной почте письмо с темой «Информационный бюллетень/АС» на адрес редакции журнала: journal@paton.kiev.ua.

ПОДПИСКА 2016 — на журнал «АВТОМАТИЧЕСКАЯ СВАРКА»

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

В стоимость подписки включена стоимость доставки заказной бандеролью.

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



Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка»
на сайте: <http://www.patonpublishinghouse.com>

В открытом доступе выпуски журнала с 2009 по 2014 гг. в формате *.pdf.

Журнал «Автоматическая сварка» реферируется и индексируется в базах данных «Джерело» (Украина), ВИНТИ РЖ «Сварка» (Россия), INSPEC, «Welding Abstracts», ProQuest (Великобритания), EBSCO Research Database, CSA Materials Research Database with METADEX (США), Questel Orbit Inc. Weldasearch Select (Франция); представлен в РИНЦ (Российский индекс научного цитирования), «Google Scholar» (США); реферируется в журналах «Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach» (Польша) и «Rivista Italiana della Saldatura» (Италия); освещается в обзорах японских журналов «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».

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700\$
 - Вторая (550\$), третья (500\$) и четвертая (600\$) страницы обложки (200×290 мм)
 - Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400\$
 - Вклейка А4 (200×290 мм) 340\$
 - Разворот А3 (400×290 мм) 500\$
 - 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$
- #### Технические требования к рекламным материалам
- Размер журнала после обрезки 200×290 мм

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

Все файлы в формате IBM PC

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

Стоимость рекламы и оплата

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

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)
- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

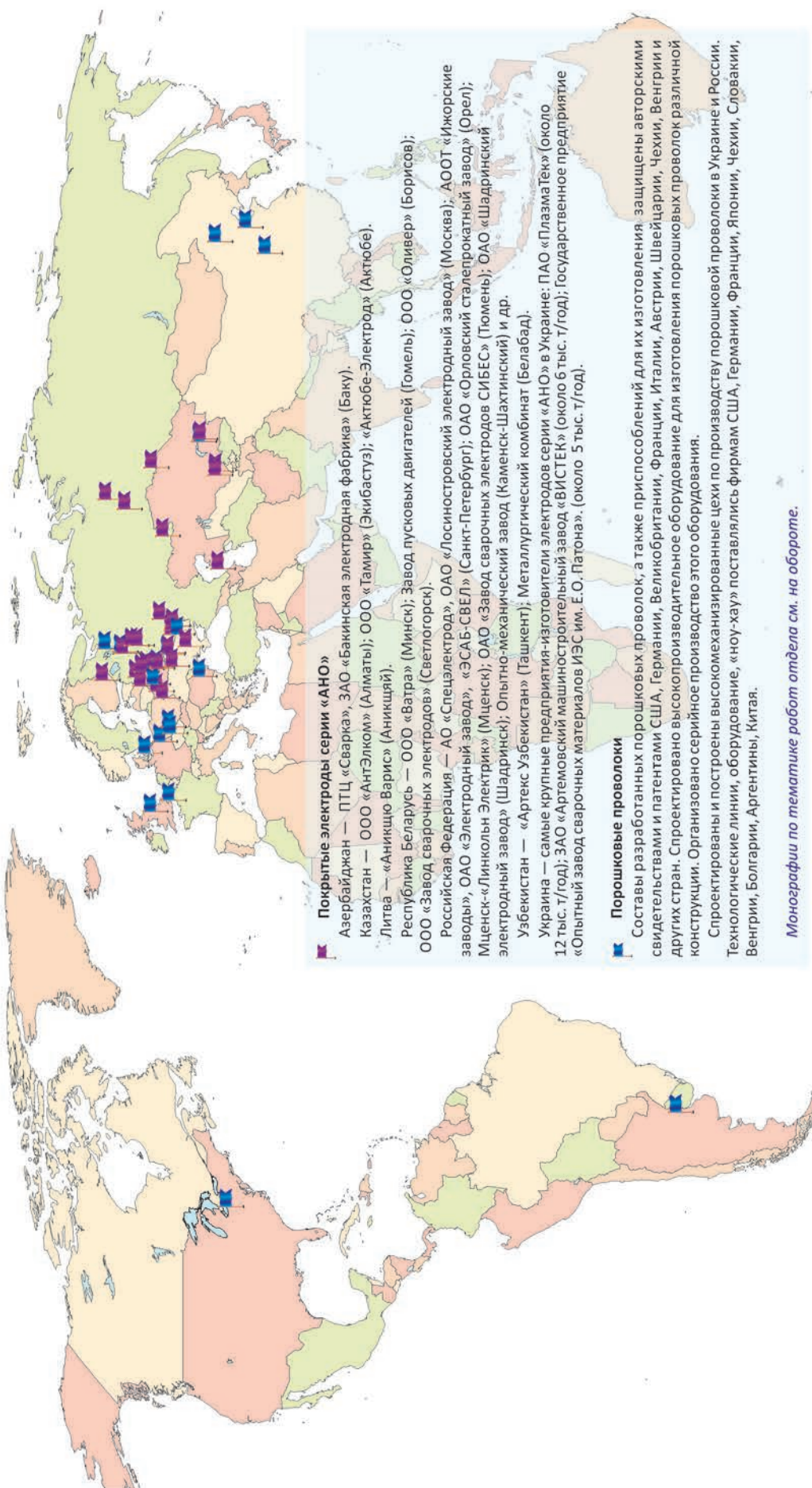
Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

© Автоматическая сварка, 2016

Подписано к печати 28.12.2015. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 10,09. Уч.-изд. л. 10,22.
Печать ООО «Фирма «Эссе». Тираж 820 экз.
03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

География реализации разработок сварочных материалов и технологий их производства отдел «Физико-химические процессы в сварочной дуге» ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

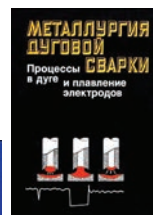


**Монографии сотрудников отдела
«ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ В СВАРОЧНОЙ ДУГЕ»
ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины**



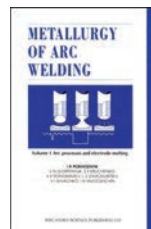
Походня И.К. Газы в сварных швах. — М.: Машиностроение, 1972. — 256 с.

Металлургия дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электродов / Под ред. И.К. Походни. — Киев: Наук. думка, 1990. — 224 с.



Сварка порошковой проволокой / И.К. Походня, А.М. Суптель, В.Н. Шлепаков. — Киев: Наук. думка, 1972. — 223 с.

Metallurgy of arc welding. Vol. 1 / I.K. Pokhodnya, V.N. Gorpeniyuk, S. S. Milichenko et al. — Cambridge: Rieccansky Sci. Publ. Co., 1991. — 246 p.



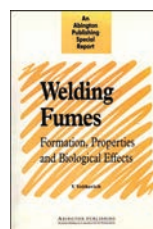
Сварка порошковой проволокой деталей и узлов строительных и дорожных машин / И.К. Походня, А.М. Суптель, В.Н. Шлепаков и др. — М., 1975. — (Сер. V. «Технология, экономика, орг. пр-ва» / ЦНИИТЭстроймаш).

Welding with flux-cored wire / I.K. Pokhodnya, V.N. Shlepakov; E.O. Paton Electric Welding Inst. Ukr. Acad. of Sciences. — S.E.: Harwood Acad. publ., 1995. — 73 p. — (Weld. and Surf. Rev. / Ed. by B.E. Paton. — 1995. — Vol. 4, Part 4).



Svařování trubkovým drátem / I.K. Pokhodnya, A.M. Suptel, V.N. Shlepakov. — Praha; SNTL — Nakladatelství Technické Literatury; Moskva: Mir, 1977. — 250 s.

Voitkevich V. Welding Fumes. Formation, Properties and Biological Effects. — Cambridge, England: Abington Publishing and Woodhead Publishing Ltd in association with The Welding Institute, 1995. — 112 p.



Математическое моделирование поведения газов в сварных швах / И.К. Походня, В.Ф. Демченко, Л.И. Демченко. — Киев: Наук. думка, 1979. — 54 с.

Arc Welding Process Statistical Analysis. Methodical approaches, analysis conceptions, experiences. Manual-guide / V. Ponomarev, O. Al-Erhayem, R.L. Apps, B. Lindberg. — DTU-Helsingor, Denmark: JOM-Institute, 1997. — 158 p.



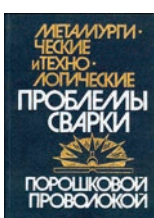
Порошковые проволоки для электродуговой сварки: Каталог-справ. // И.К. Походня, А.М. Суптель, В.Н. Шлепаков и др. / Под ред. И.К. Походни. — Киев: Наук. думка, 1980. — 180с.

Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие газов с металлами // И.К. Походня, И.Р. Явдошин, В.И. Швачко и др. / Под ред. И.К. Походни. — Киев: Наукова думка, 2004. — 442 с.



Производство порошковой проволоки: Учеб. пособие для вузов / И.К. Походня, В.Ф. Альтер, В.Н. Шлепаков и др. — Киев: Вища шк., 1980. — 231 с.

Технологии. Материалы. Оборудование. Каталог. Сварка, резка, наплавка, пайка, нанесение покрытий. Разработки Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. Весна-Лето 2005 — К.: ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины, 2005. — С.42–63.



Металлургические и технологические проблемы сварки порошковой проволокой: Доклады I Международной школы стран-членов СЭВ «Сварка порошковой проволокой» (София, апрель 1986 г.) / Под ред. И.К. Походни. — Киев: Наук. думка, 1986. — 140 с.

Ігор Костянтинів Походня. — К.: Наук. думка, 2007. — 160 с. — (Бібліографія вчених України).



Дуговая сварка неповоротных стыков магистральных трубопроводов / И.К. Походня, М.З. Шейнкин, В.Н. Шлепаков и др. — М.: Недра, 1987. — 189 с.

Металлургия дуговой сварки и сварочные материалы / Составит.: И. К. Походня, А. С. Котельчук. — К.: Академперіодика, 2012. — 526 с.





Комплексное решение задачи восстановления элементов силовой гидравлики механизированных крепей шахтного оборудования (материал, технология)

Важной технической задачей является обеспечение качественного горношахтного оборудования, в частности, ремонт и замена элементов гидравлики. Рабочие поверхности стоечно-домкратной группы в процессе эксплуатации подвергаются ударно-абразивному воздействию породы и угля. Кроме износа и вмятин от ударов рабочие поверхности штоков и плунжеров подвергаются питтинговой и межкристаллитной коррозии, отложению продуктов обменных реакций при контактировании с подземными водами, что приводит к повреждению уплотнительных элементов и выходу из строя гидроаппаратуры. В связи с этим актуально повышение работоспособности стоечно-домкратной группы механизированных крепей путем создания стойкого защитного слоя на рабочих поверхностях штоков и плунжеров.

Защитный слой должен отличаться высокой коррозионной стойкостью в условиях подземных вод и иметь твердость $HRC\ 40...45$. Применение порошковой проволоки позволяет реализовать автоматизированную наплавку с минимальным влиянием человеческого фактора на качество наплавленного слоя. Кроме этого, порошковая проволока позволяет обеспечить необходимое легирование наплавленного слоя.

Достаточно сложным является выбор системы легирования и оптимизации химического состава наплавленного металла, удовлетворяющего требованиям нормативной документации на изделия в сочетании с приемлемой стоимостью порошковой проволоки. Присутствие в подземных водах галоидных ионов способствует развитию питтингов и коррозионного растрескивания металла. С учетом отмеченных факторов специалисты ООО «ТМ.Велтек» выбор легирования упрочняющего слоя выполняли с учетом анализа условий эксплуатации крепей, литературных сведений, собственных ранее проводимых исследований и учета экономической целесообразности. Предпочтение было отдано системе легирования $Al-Cr-Ni-Mo$. Согласно литературным данным такая система легирования обеспечивает повышенную коррозионную стойкость. Основным легирующим элементом является хром как легкопассивирующийся элемент, содержание которого задавалось в пределах $16...24\ \text{мас. \%}$. Формированию пассивирующей пленки способствует также дополнительное легирование никелем и молибденом. Требование по обеспечению твердости наплавленного металла в пределах $HRC\ 40...45$ усложняло возможность получения повышенной коррозионной стойкости.

Пользуясь известным методом расчетного определения фазового состава и структуры наплавленного металла, рассчитывали структурный и фазовый состав высокохромистого наплавленного металла, дополнительно легированного углеродом, никелем, молибденом, титаном и другими элементами. Повышение твердости достигнуто увеличением объемной доли мартенсита, формированием дисперсных карбидов и МАК-фазы в ферритной матрице. Коррозионные испытания образцов наплавленного металла в условиях воздушнокапельного воздействия подземных вод позволили оптимизировать легирование металла со структурой $(\Phi+M+K)$. Повышению коррозионной стойкости способствует также обеспечение низкого содержания вредных примесей: $0,007...0,012\ \text{мас. \% S}$, $0,01...0,015\ \text{мас. \% P}$ и диспергирование первичной структуры за счет выполнения процесса наплавки с удельным тепловложением в пределах $2500...4000\ \text{Дж/см}$.

Для наплавки высокохромистого металла отечественная промышленность выпускает только плавильные флюсы — АН-20С и АН-26П. Флюсы имеют повышенную активность в связи с высоким содержанием в них двуокиси кремния ($28...34\ \text{мас. \%}$), что приводит к потерям хрома, восстановлению кремния и ухудшению отделимости шлаковой корки вследствие формирования шпинелей. По технологическим характеристикам флюсы АН-20 и АН-26 уступают зарубежным агломерированным основным флюсам WAF (Англия), Record SK (Бельгия), OK10.81 (Швеция) и др. При наплавке под зарубежными флюсами достигается самоотделение шлаковой корки вплоть до $500\ ^\circ\text{C}$, что облегчает процесс наплавки цилиндрических деталей.

С целью снижения себестоимости процесса наплавки предпочтение отдано все же отечественным флюсам АН-26П и АН-20С. ООО «ТМ.Велтек» выполнена разработка порошковой проволоки марки ВЕЛТЕК-Н425 диаметром $2,0...2,4\ \text{мм}$ (ТУУ 28.7-31749248-011:2007), которая адаптирована под наплавку высокохромистого металла в сочетании с флюсами АН-26П и АН-20С. В процессе наплавки достигается самоотделение шлаковой корки, низкое содержание серы и фосфора в наплавленном металле, подавление процесса восстановления кремния из флюса, отсутствие в наплавленном металле пор и трещин. На основании производственного опыта по применению автоматической наплавки тел вращения были отработаны технологии наплавки цилиндрических деталей шахтного оборудования (ток и напряжение



Рис. 1. Процесс наплавки штока



Рис. 2. Крепи механизированные после капитального ремонта

производственный участок, обеспечивающий взаимосвязанную «цепочку»: оборудование–технология–наплавочный материал–оператор наплавочной установки.

Участок создан с целью:

- ♦ оказания услуг сторонним организациям;
- ♦ демонстрации работы оборудования и технологии наплавки;
- ♦ обучения персонала заказчика.

Для восстановления элементов силовой гидравлики механизированных крепей шахтного оборудования сконструированы и изготовлены специализированные установки ВЕЛДИН НН1 и ВЕЛДИН НВ1 для наружной и внутренней наплавки. Установки обеспечивают стабильное выполнение отработанной технологии процесса наплавки. Электроприводы вращения изделия, перемещения наплавочной головки и подачи проволоки обеспечивают плавную регулировку и высокую стабильность поддержания заданных параметров. Установки укомплектованы механизмом подачи проволоки ПДГО 602, источником питания ВДУ-1000, устройством подачи и удержания флюса, устройством для принудительного охлаждения наплавляемой детали вследствие ее автоподогрева в процессе наплавки. Контроль качества наплавленных деталей показал соответствие характеристик наплавленного металла требованиям НТД и отсутствие дефектов в наплавленном металле.

Разработанные технология наплавки, порошковые проволоки и наплавочное оборудование, а также создание участка по наплавке штоков и плунжеров позволили решить задачу по качественному восстановлению элементов силовой гидравлики механизированных крепей шахтного оборудования. Процесс наплавки порошковыми проволоками и соответствующее оборудование успешно применяются ремонтными службами ряда предприятий Украины и России при ремонте шахтного оборудования (рис. 2).

дуги, скорость наплавки, величина перекрытия, глубина проплавления), а также элементы техники наплавки (диаметр проволоки и ее ориентация), условия подвода и отвода тепла, при которых обеспечивается устойчивое формирование наплавляемого металла. Особенно это актуально для деталей трубчатой конструкции диаметром 60...100 мм.

Технология обеспечивает стабильный процесс наплавки кольцевыми валиками по винтовой линии при величине перекрытия 0,5 мм во всем диапазоне диаметров изделий при толщине наплавленного слоя 2,5 мм с учетом припуска на механическую обработку 0,5 мм (рис. 1). Проплавление основного металла стабильно по длине изделия в пределах 1,0...1,5 мм в зависимости от диаметра детали и режима наплавки. Разработано два варианта технологии наружной наплавки: однослойная и двухслойная наплавка. Отработан процесс наплавки внутренних поверхностей проволокой ВЕЛТЕК-Н425М под флюсом АН-26П.

В зависимости от условий эксплуатации крепей с учетом химического состава подземных вод для упрочнительной наплавки рекомендуется применение порошковых проволок ВЕЛТЕК-Н425, ВЕЛТЕК-Н425.01, ВЕЛТЕК-Н425.02.

Для реализации отработанных технологических приемов на предприятии создан

«ТМ.ВЕЛТЕК»

03680, г. Киев, Украина, ул. Казимира Малевича, 15, корп №7, офис 303, 507.

Тел.: +38 (044) 200-02-09, +38 (044) 200-86-97.

www.weldtech-group.com

office@veldtec.ua