



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. К. Походня, И. А. Рябцев,

В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

Ученые университетов Украины

М. Н. Брыков, ЗНТГУ, Запорожье,

В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,

В. Ф. Квасницкий, НУК, Николаев,

В. Д. Кузнецов, НТУУ «КПИ», Киев

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. Стеков

РНТСО, Москва, РФ

Г. А. Туричин

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

Ответственный секретарь

Б. В. Хитровская

Редакторы

Т. В. Юштина, 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. Боженко, 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 KB 4788 от 09.01.2001

ISSN 0005-111X

Журнал входит в перечень утвержденных

Министерством образования и науки

Украины изданий для публикации трудов

соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов

редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

Евгений Оскарович Патон — выдающийся ученый в области
сварки и мостостроения (к 145-летию со дня рождения)3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Кривцун И.В., Крикент И.В., Демченко В.Ф., Райсген У., Забиров А.Ф., Мокров О.А. Взаимодействие излучения CO₂-лазера с плазмой аргоновой дуги при гибридной (лазер+ТИГ) сварке7

Рыбаков А.А., Филипчук Т.Н., Костин В.А. Особенности микроструктуры и ударная вязкость металла сварных соединений труб из высокопрочной стали, микролегированной ниобием и молибденом ...17

Махлин Н.М., Коротынский А.Е. Асинхронные возбудители и стабилизаторы дуги. Анализ и методика расчета. Ч.125

Гуляев И.П., Гуляев П.Ю., Коржик В.Н., Долматов А.В., Иордан В.И., Кривцун И.В., Харламов М.Ю., Демьянов А.И. Экспериментальное исследование процесса плазменно-дугового проволочного напыления37

Шелягин В.Д., Саенко В.Я., Полишко А.А., Рябинин В.А., Бернацкий А.В., Палагеша А.Н., Степанюк С.Н., Клочков И.Н. Лазерная сварка технического титана BT1-0 ДШП, упрочненного азотом44

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Лютый А.П. Вклад Евгения Оскаровича Патона в создание сварочного материаловедения и производство высококачественной стали51

Капустян А.Е. Получение длинномерных полуфабрикатов из спеченных титановых сплавов сваркой трением55

Хохлов М.А., Ищенко Д.А. Конструкционные сверхлегкие пористые металлы (Обзор)60

Тихий В.Г., Гусев В.В., Потапов А.М., Шевцов Е.И., Гусарова И.А., Манько Т.А., Фальченко Ю.В. Плиточные теплозащитные конструкции многоразовых космических аппаратов с различными наружными силовыми элементами66

Брызгалов А.Г., Добрушин Л.Д., Шленский П.С., Лавренко И.Г., Ромашко И.М. Изготовление коаксиальных медно-алюминиевых трубчатых деталей с помощью сварки взрывом и протяжки72

Пантелеймонов Е.А., А.А. Письменный. Индуктор для непрерывного нагрева при термоупрочнении головки железнодорожных рельсов77

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Диссертация на соискание ученой степени81

ХРОНИКА

Семинары в рамках Европейского сотрудничества82

Торжественное собрание в ИЭС им. Е.О.Патона83

Встреча президента НАН Украины Б.Е. Патона с Еврокомиссаром ЕС85

Наши поздравления!87

А.А. Эннану — 8087

О.Г. Касаткину — 8088

ИНФОРМАЦИЯ

Информационная система маркетинга в Институте электросварки89

Деятельность Совета научной молодежи Института электросварки им. Е.О. Патона91

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief

B. E. Paton

Scientists of PWI, Kyiv

S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),

V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,

A. T. Zelnichenko, V. V. Knysh,

I. V. Krivtsun, Yu. N. Lankin,

L. M. Lobanov, I. K. Pokhodnya,

V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,

V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

Scientists of Ukrainian Universities

M. N. Brykov, ZNTSU, Zaporozhje

V. V. Dmitrik, NTU «KhPI», Kharkov

V. F. Kvasnitskii, NUS, Nikolaev

V. D. Kuznetsov, NTUU «KPI», Kyiv

Foreign Scientists

N. P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia

Guan Qiao

Beijing Aeronautical Institute, China

A. S. Zubchenko

OKB«Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

College of Judea & 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 Polytechn. Univ., Russia

Executive Secretary

B. V. Khitrovskaya

Editors

T. V. Yushina, N. A. Pritula

Electron galley

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

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine

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

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

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Founders

National Academy of Sciences of Ukraine,

Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine,

IA «Welding» (Publisher)

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

ISSN 0005-111X

All rights reserved. This publication and each of the articles contained here in are protected by copyright.

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

Published monthly

CONTENTS

Paton Evgeny Oscarovich, the outstanding scientist in the field of welding and bridge construction (on the occasion of the 145th birthday anniversary) 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Krivtsun I.V., Krikent I.V., Demchenko V.F., Reisgen U., Zabirov A.F., Mokrov O.A. Interaction of CO₂-laser radiation with argon arc plasma in hybrid (laser + TIG) welding 7

Rybakov A.A., Filipchuk T.N., Kostin V.A. Peculiarities of microstructure and impact toughness of metal of welded joints of pipes made of high-strength steel microalloyed with niobium and molybdenum 17

Makhlin N.M., Korotynsky A.E. Asynchronous exciters and stabilizers of arc. Analysis and method of calculation. Part 1. 25

Gulyaev I.P., Gulyaev P.Yu., Korzik V.N., Dolmatov A.V., Iordan V.I., Krivtsun I.V., Kharlamov M.Yu., Demyanov A.I. Experimental investigation of process of plasma-arc wire spraying 37

Shelyagin V.D., Saenko V.Ya., Polishko A.A., Ryabinin V.A., Bernat-sky A.V., Palagesha A.N., Stepanyuk S.N., Klochkov I.N. Laser welding of commercial titanium VT1-0 ASR, hardened by nitrogen 44

INDUSTRIAL

Lyutyi A.P. Contribution of Paton Evgeny Oscarovich to the development of welding materials science and production of high-quality steel 51

Kapustyan A.E. Producing of long semi-products of sintered titanium alloys by using friction welding 55

Khokhlov M.A., Ishchenko D.A. Structural super-light porous metals (Review) 60

Tikhiy V.G., Gusev V.V., Potapov A.M., Shevtsov E.I., Gusarova I.A., Manko T.A., Falchenko Yu.V. Plate heat-protective structures of space shuttle launch vehicles with different external load-carrying elements 66

Bryzgalin A.G., Dobrushin L.D., Shlensky P.S., Lavrenko I.G., Romashko I.M. Manufacture of coaxial copper-aluminium tubular parts by using explosion welding and drawing 72

Pantelejmonov E.A., Pismennyi A.A. Inductor for continuous heating in thermal hardening of railway rail head 77

BRIEF INFORMATION

Thesis for scientific degree 81

NEWS

Seminars in the frames of European cooperation 82

Grand meeting at the Paton Electric Welding Institute 83

Meeting of Paton B.E., president of the National Academy of Sciences of Ukraine, with EU Commissioner 85

Our congratulations 87

A.A. Ennan is 80 87

O.G. Kasatkin is 80 88

INFORMATION

Information system of marketing at the E.O.Paton Electric Welding Institute 89

Activity of Council of young scientists at the E.O.Paton Electric Welding Institute 91

Евгений Оскарович Патон — ВЫДАЮЩИЙСЯ УЧЕНЫЙ В ОБЛАСТИ СВАРКИ И МОСТОСТРОЕНИЯ (к 145-летию со дня рождения)



Академик Е.О. Патон

Евгений Оскарович Патон вошел в историю науки и техники как ученый, инженер, организатор производства, общественный деятель, основатель научных школ мостостроения и сварки. Его труды легли в основу многих научных направлений, которые сохранили актуальность до сих пор. Его жизнь и деятельность описаны в «Воспоминаниях», в статьях и повестях соратников, сотрудников, литераторов, историков.

Деятельность, поступки, принимаемые Евгением Оскаровичем решения, высказываемые размышления часто не совпадали с существовавшими шаблонами и складывавшимися обстоятельствами, вследствие чего не всегда сразу воспринимались даже коллегами. Ему пришлось жить и работать в сложнейшие смутные периоды истории, пережить смену государственного строя и две мировые войны, подвергаться опасности и бороться за свою работу, отстаивать идеи и утверждать справедливость. Однако он всегда, не задумываясь, руководствовался такими принципами, как любовь к родине, труду, честность во всем, требовательность к себе и к ученикам, сотрудникам, внимательное отношение к людям, спокойное отношение к наградам. К счастью, его работы в области мостостроения и сварочного производства решали масштабные проблемы на пути научно-технического прогресса, вносили важный вклад в государственные программы индустриализации, производства вооружений, послевоенного восстановления экономики. Педагогическая, организационная и общественная деятельность Е.О. Патона была высоко оценена руководством страны и признана за рубежом.

Евгений Оскарович Патон родился 20 февраля (4 марта) 1870 г. в семье русского дипломата, бывшего военного инженера Оскара Петровича Патона. В 1884 г. он окончил инженерно-строительный факультет Королевской Саксонской технологической высшей школы в Дрездене. Но для того, чтобы работать в России Е.О. Патону пришлось сдавать экзамены и защищать проекты в Петербургском институте инженеров путей сообщения. В 1896 г. он получает диплом инженера, проектирует мосты, преподает в Петербурге и

Москве, в 1901 г. защищает диссертацию. В 1904 г. профессора Е.О. Патона приглашают заведовать кафедрой мостов в Киевском политехническом институте. Он успешно совмещает педагогическую и научную работу с проектированием и руководством строительством мостов. Им внесен большой вклад в создание научных основ расчета пролетных строений, мостов, технологию их строительства и методов испытания. По проектам Евгения Оскаровича было сооружено более 40 мостов оригинальных конструкций, среди которых Мухранский мост через р. Куру в Тбилиси, мосты в Киеве через р. Днепр и Петровскую аллею, путепроводы в Москве, перекрытия залов Киевского политехнического института и гостиницы «Метрополь». С началом Первой мировой войны Е.О. Патон разработал конструкцию разборных мостов, победив на международном конкурсе французского инженера Ж. Эйфеля.

В 1929 г. Е.О. Патон был избран академиком Всеукраинской академии наук (ВУАН, теперь — НАН Украины) и этот год стал началом нового этапа в его творческой деятельности.

Е.О. Патон проникся идеей применить при строительстве мостов вместо клепки сварку. Интуиция ученого и опыт инженера подсказали ему, что дальнейшее развитие мостостроения и многих других отраслей производства на основе клепки невозможно. 2 мая 1929 г. по предложению Е.О. Патона Президиум ВУАН принимает решение о создании Электросварочной лаборатории, Правительство УССР выделяет средства на ее развитие. Ученый разворачивает исследования работоспособ-



Мухранский мост через р. Куру, соединивший в 1911 г. две части Тбилиси. Е.О. Патон вместо заказанной трехпролетной конструкции выполнил мост арочным однопролетным



В 1927 г. мост им. Евгении Бош соединил Киев с рабочими поселками и всей Левобережной частью Украины. Е.О. Патону пришлось решить уникальные проблемы — повторить контуры взорванного в войну Николаевского цепного моста, навалившегося киевлянам, и «привязать» балки его же разборных мостов военного периода к сохранившимся опорам цепного моста

ности сварных конструкций, работы по созданию покрытых электродов и исследованию процесса плавления металла при сварке, разрабатывает рациональные типы сварных конструкций, оказывает помощь в проектировании и внедрении сварки на предприятиях. В 1931 г. Е.О. Патон поставил перед собой еще одну задачу — автоматизировать процесс дуговой сварки. Объем плановых научно-исследовательских и производственных заказных работ быстро расширился.

Следует отметить, что в этот период отдельными проблемами сварочного производства занимались в лабораториях фирм и в вузах разных стран. В 1932 г. впервые в мире Е.О. Патон выдвинул идею комплексного подхода к решению проблем сварки, лежащих в металлургической, электротехнической и многих других областях знаний, и создания учреждения, в котором можно самостоятель-



В 1909 г. Е.О. Патон, участвуя в конкурсе по благоустройству Киева, предложил проложить аллею в Царском саду и установить арочный мост. В соответствии с его проектом мост строили на земле, и по мере готовности подрывали землю, конструкция опускалась и стала на подготовленные опоры. Мост стал украшением Киева

но решать все задачи, возникающие на пути развития новых технологий. Он разрабатывает структуру организации, куда входят научно-исследовательские подразделения, конструкторское бюро, мастерские, экспериментальные и внедренческие группы. В 1933 г. создание института было утверждено Президиумом ВУАН. 3 января 1934 г. первая в мире специализированная научно-исследовательско-конструкторская организация в области сварочного производства правительственным постановлением получила официальный статус — «Институт электросварки». Директором и научным руководителем института Е.О. Патон был до последних дней жизни. В 1935 г. в Киевском политехническом институте ученый организовал кафедру сварки, которой руководил до 1939 г.

В конце 1930-х годов коллектив Института электросварки создает под руководством ученого отечественный способ дуговой автоматической сварки под флюсом. Придавая большое значение новой прогрессивной технологии, руководство страны в декабре 1940 г. приняло специальное постановление о внедрении автоматической сварки под флюсом на 20 крупных предприятиях страны.

Е.О. Патон был назначен Советником правительства по машиностроению. В марте 1941 г. за разработку способа и аппаратуры



В 1947 г. для ускорения и удешевления строительства газопровода Дашава–Киев–Брянск–Москва Е.О. Патон предложил создать полевые базы, на которых отдельные трубы соединялись в плети автоматической сваркой под флюсом



Е.О. Патон с сыновьями Б.Е. Патоном и В.Е. Патоном с моделью танка Т-34

для скоростной сварки под флюсом Е.О. Патон был удостоен Государственной премии первой степени.

В начале Великой Отечественной войны по предложению директора Института электросварки был эвакуирован на Урал, в Нижний Тагил. Сюда, на территорию «Уралвагонзавода», были эвакуированы из Харькова завод и КБ — создатели Т-34 — лучшего среднего танка Второй мировой войны. Впервые в мире под руководством Е.О. Патона была решена проблема автоматической сварки броневых сталей, были разработаны технология и оборудование для сварки корпусов танков, артиллерийского вооружения, боеприпасов, был налажен массовый выпуск танков. Производительность автоматической сварки бронекорпусов была в 10 раз выше, чем ручной, полезный объем продукции с единицы производственной площади увеличился в несколько раз. В начале 1945 г. сварка под флюсом широко использовалась на 52 заводах страны. 2 марта 1943 г. Е.О. Патону, первому из украинских академиков, было присвоено звание Героя Социалистического Труда.

В апреле 1944 г. институт возвратился в Киев. В первые послевоенные годы Е.О. Патон сосредотачивает усилия сотрудников на решении проблем восстановления и развития народного хозяйства страны. Под его руководством и при непосредственном участии начинается планомерное внедрение сварки под флюсом в промышленности, строительстве и на транспорте, создаются технология и аппаратура для автоматической и полуавтоматической сварки под флюсом, разрабатываются поточные линии.

Впервые в мире удалось решить проблему автоматической сварки под флюсом вертикальных швов. Институт вносит большой вклад в создание новых промышленных способов производства труб, судов, железнодорожных вагонов, шахтных вагонеток, строительство магистральных трубопроводов,



Монтаж крупногабаритного резервуара (1948 г.)

негабаритных резервуаров, доменных конструкций и других объектов. Применение новых технологий сборочно-сварочных работ способствовало полному восстановлению топливно-энергетического комплекса и горно-металлургической промышленности Приднепровья, Донбасса и других регионов. Изобретение в ИЭС нового вида соединений — электрошлаковой сварки — решило проблему производства конструкций из заготовок практически неограниченной толщины.

В то же время Е.О. Патон взялся за расширение научно-исследовательских работ. Институт рос, для успешной работы лабораторий создавалось и приобреталось новое современное оборудование, для работы в нем привлекались молодые высококвалифицированные специалисты. В этот период формируются ведущие научные направления в области сварки. Разрабатываются физико-металлургические и тепловые основы сварки, научные основы механизации и автоматизации сварочных процессов, создается теория прочности сварных конструкций и соединений. При участии Е.О. Патона и под его руководством издаются капитальные труды по различным аспектам сварочной науки и техники. Перу Е.О. Патона принадлежит более 300 печатных работ.



Е.О. Патон с сотрудниками



Мост им. Е.О. Патона через р. Днепр в Киеве

Занимаясь проблемами неразъемного соединения металлов, Е.О. Патон продолжал работать в области мостостроения. В 1953 г. в Киеве открыто движение по наибольшему в Европе цельносварному автодорожному мосту через Днепр, протяженностью более полутора километров, которому присвоено имя Е.О. Патона.

Евгений Оскарович не дожил менее трех месяцев до торжественного открытия этого моста — он умер 12 августа 1953 г. Американское сварочное общество признало мост выдающейся сварной конструкцией XX века. Сейчас мост эксплуатируется с нагрузкой, в 10 раз превышающей расчетную. В проекте своего последнего моста Е.О. Патон полностью использовал возможности созданных под его руководством технологий и обошелся без арочных, решетчатых или подвесных конструкций.

Политический деятель, писатель В.В. Шульгин отмечает: «Мост Патона является большим достижением в деле мостостроения. Красота его в том, что как будто бы моста совсем и нет. Как будто бы одна из улиц Киева каким-то волшебным образом перебрасывается с правого на левый берег». Автодорожный мост через р. Днепр в Киеве длиной более 1500 м впервые в мире полностью построен с применением автоматической (до 90 %) и полуавтоматической сварки.

Отличительной чертой всей деятельности Е.О. Патона было постоянное стремление всемерно укреплять связь науки с производством, широко внедрять научные достижения в народное хозяйство. Он блестяще

соединил в себе талант выдающегося ученого и инженера.

Евгений Оскарович принимал активное участие в общественной жизни страны. В 1953 г. он был избран депутатом Киевского городского совета депутатов трудящихся, а в 1946 и 1950 гг. — депутатом Верховного Совета СССР. За выдающуюся научную, педагогическую и общественную деятельность Е.О. Патон был удостоен звания Заслуженного деятеля науки и техники, награжден орденами и медалями. В 1935 г. Е.О. Патон был избран членом Президиума АН УССР, а позднее председателем Бюро Отделения технических наук. Его дважды избирали вице-президентом Академии наук УССР.

На этих постах он внес большой личный вклад в укрепление связей институтов Академии наук УССР с производством, в расширение не только фундаментальных, но и прикладных исследований, имеющих важное значение для решения актуальных проблем становления и развития народного хозяйства. Е.О. Патон был основателем и главным редактором журнала «Автоматическая сварка».

Созданный Е.О. Патоном Институт электросварки и сегодня является мощным научно-техническим комплексом, крупнейшим центром в области сварки, защитных и упрочняющих покрытий и спецэлектрометаллургии, в состав которого, кроме научных и конструкторских подразделений, входят опытные заводы, инженерные и учебные центры.

А. Н. Корниенко, д-р ист. наук



УДК 621.791.01

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПУЧКА ИЗЛУЧЕНИЯ CO_2 -ЛАЗЕРА С ПЛАЗМОЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГИ ПРИ ГИБРИДНОЙ (ЛАЗЕР + ТИГ) СВАРКЕ*

И.В. КРИВЦУН¹, И.В. КРИКЕНТ¹, В.Ф. ДЕМЧЕНКО¹, У. РАЙСГЕН², А.Ф. ЗАБИРОВ², О.А. МОКРОВ²

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

² Ин-т сварки и соединения, Аахенский ун-т. Аахен, Pontstrasse 49, Германия. E-mail: reisgen@isf.rwth-aachen.de

Предложена самосогласованная математическая модель процессов энерго-, массо- и электропереноса в плазме столба и анодной области электрической дуги с тугоплавким катодом, горящей в инертном газе, на которую воздействует сфокусированный пучок излучения CO_2 -лазера, распространяющийся вдоль столба дуги. Для математического описания процессов, протекающих в такой системе, используется однотемпературная модель дуговой плазмы, учитывающая дополнительный нагрев плазмы за счет поглощения лазерного излучения, а также ее многокомпонентность, связанную с испарением металла с поверхности анода. Проанализировано влияние мощности лазерного пучка и температуры поверхности анода на тепловые и электромагнитные характеристики столба и анодной области аргоновой дуги с тугоплавким катодом. Показано, что в результате дополнительного локального нагрева дуговой плазмы лазерным излучением ее температура в приосевой зоне столба дуги может возрастать на 5 000...10 000 К по сравнению с соответствующей дугой при ТИГ сварке. Это приводит к существенной перестройке пространственных распределений электрического потенциала и плотности электрического тока в прианодной зоне столба дуги, а также плотности теплового потока, вводимого дугой в анод, изменяя тем самым распределенные и интегральные характеристики ее теплового и динамического воздействия на свариваемый металл. Установлено, что в результате воздействия сфокусированного лазерного пучка на дуговую плазму возникает эффект контрагирования электрического тока в центре области анодной привязки дуги и соответствующего повышения плотности теплового потока, вводимого дугой в анод, при гибридной (CO_2 -лазер + ТИГ) сварке. Это способствует увеличению доли вкладываемой в металл энергии, идущей на его плавление, а следовательно, повышению проплавляющей способности лазерно-дугового источника тепла. Показано, что испарение металла анода приводит к некоторому ослаблению эффекта контрагирования электрического тока в прианодной области дуги, находящейся под воздействием сфокусированного лазерного пучка. Исследовано влияние поглощения и рефракции лазерного излучения в дуговой плазме на характеристики взаимодействующего с ней лазерного пучка и его тепловое воздействие на поверхность свариваемого металла в условиях гибридной (CO_2 -лазер + ТИГ) сварки. Показано, что поглощение лазерного пучка в дуговой плазме приводит к некоторому уменьшению мощности излучения, доходящей до поверхности анода, при этом размер пятна фокусировки пучка на указанной поверхности практически не изменяется, т.е. рефракция пучка в дуговой плазме оказывается малосущественной. Библиогр. 11, табл. 1, рис. 14.

Ключевые слова: гибридная (CO_2 -лазер+ТИГ) сварка, электрическая дуга, тугоплавкий катод, столб дуги, анодная область, испаряющийся анод, дуговая плазма, лазерный пучок, моделирование

В последние десятилетия широкое распространение получили гибридные лазерно-дуговые процессы сварки, осуществляемые путем совместного воздействия на свариваемое изделие (в пределах общей зоны нагрева) сфокусированного лазерного пучка и электрической дуги [1, 2]. При практической реализации гибридных сварочных процессов наиболее часто используется дуга с плавящимся электродом (лазер+МИГ/МАГ) [2]. Вместе с тем значительный практический интерес представляют гибридные процессы, реализованные на основе дуги с неплавящимся электродом (лазер+ТИГ), а также плазменной дуги (лазер+плазма) [1]. Существенное значение при этом имеет не только тип сварочной дуги, используемой в гибридном

процессе, но и характеристики лазерного пучка, в первую очередь, длина волны излучения λ . Это связано с сильной зависимостью коэффициента объемного поглощения лазерного излучения в дуговой плазме κ_ω от длины его волны. При использовании в гибридном процессе коротковолнового излучения твердотельных или волоконных лазеров ($\lambda \approx 1$ мкм) поглощение лазерного пучка в дуговой плазме является малосущественным ($\kappa_\omega \sim 1 \text{ м}^{-1}$ [1]).

В этом случае под воздействием высококонцентрированного источника лазерного нагрева происходит интенсивное испарение металла с поверхности сварочной ванны, которое оказывает значительное влияние на состав, тепловые, газодинамические и электромагнитные характе-

* По материалам доклада, представленного на Седьмой Международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», 15–19 сент. 2014 г., Одесса.

ристики плазмы дуги и, как следствие, приводит к изменению ее теплового и динамического взаимодействия со свариваемым металлом. При использовании в гибридных процессах излучения CO_2 -лазеров ($\lambda = 10,6$ мкм) существенными оказываются оба механизма взаимодействия, а именно: поглощение лазерного излучения в плазме столба дуги ($\kappa_\omega \sim 100 \text{ м}^{-1}$ [1]) и испарение металла с поверхности расплава под воздействием сфокусированного лазерного пучка.

Объединение лазерного и дугового источников тепла при гибридной (CO_2 -лазер+ТИГ) сварке может приводить к появлению синергетического эффекта, который выражается в нарушении аддитивности теплового воздействия пучка и дуги на свариваемый металл, а также в интенсификации динамического воздействия сварочного тока на металлическую ванну. В результате энергия, используемая на плавление металла при гибридной сварке, может более чем в два раза превышать сумму соответствующих энергий при сварке каждым отдельно взятым источником тепла [1]. Физические факторы, вызывающие возникновение такого синергетического эффекта, до сих пор являются не раскрытыми и подлежат изучению с привлечением методов математического моделирования.

Постановка задачи. Целью настоящей работы является теоретическое исследование и математическое моделирование процессов непосредственного взаимодействия сфокусированного лазерного излучения с дуговой плазмой. В качестве исследуемого объекта выбрана стационарная аргоновая дуга атмосферного давления с тугоплавким вольфрамовым катодом и в общем случае испаряющимся анодом из низкоуглеродистой стали (испаряющийся элемент — железо), на которую, как показано на рис. 1, воздействует сфокусированный оптической системой гауссов пучок излучения CO_2 -лазера непрерывного действия. Поскольку объект, являющийся результатом такого объединения лазерного пучка и электрической дуги, не обладает осевой симметрией (рис. 1), для упрощения его математической модели примем следующие допущения. Предположим, что, начиная с некоторого расстояния от анода ($z = z_0$), столб дуги является осесимметричным, а характеристики дуговой плазмы близки к соответствующим характеристикам для дуги с тугоплавким катодом, расположенным перпендикулярно поверхности анода. Считаем также, что взаимодействие лазерного пучка с плазмой дуги происходит только при $z > z_0$. В соответствии с этим введем цилиндрическую систему координат (r, z) и выберем расчетные области для дуговой плазмы $\Omega_p = \{0 \leq r \leq R_p, 0 \leq z \leq L\}$ и лазерного пучка $\Omega_k = \{0 \leq r \leq R_k, z_0 \leq z \leq L\}$ (рис. 1).

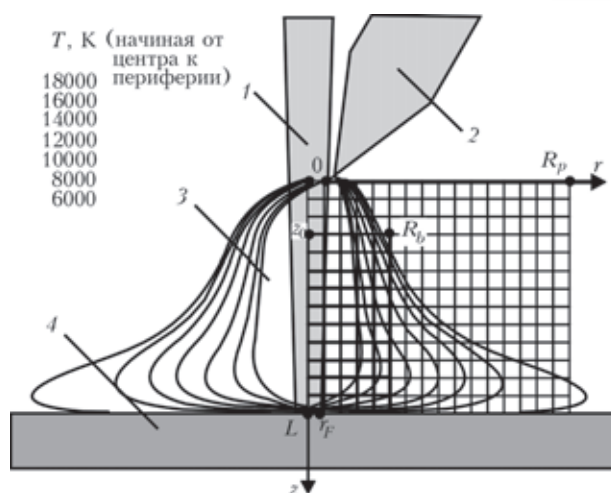


Рис. 1. Схема объединения в гибридном процессе сфокусированного лазерного пучка и электрической дуги с тугоплавким катодом, а также изолинии температуры для 150-амперной аргоновой дуги, взаимодействующей с пучком излучения CO_2 -лазера мощностью 1500 Вт: 1 — лазерный пучок; 2 — тугоплавкий катод; 3 — столб дуги; 4 — свариваемый металл (анод)

Основные уравнения. Для математического описания процессов энерго-, массо- и электропереноса в такой модельной (осесимметричной) системе используем уравнения однотемпературной модели дуговой плазмы [3, 4]. Соответствующая система уравнений должна быть усовершенствована с учетом специфики исследуемого объекта и стационарности рассматриваемых процессов. При этом уравнения непрерывности и движения плазмы, а также уравнения электромагнитного поля тока дуги сохраняют свой вид [3], тогда как уравнение энергии с учетом дополнительного нагрева дуговой плазмы сфокусированным лазерным пучком следует записать в виде [1]

$$\begin{aligned} \rho C_p \left(v \frac{\partial T_p}{\partial r} + u \frac{\partial T_p}{\partial z} \right) &= \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \chi \frac{\partial T_p}{\partial r} \right) + \\ &+ \frac{\partial}{\partial z} \left(\chi \frac{\partial T_p}{\partial z} \right) + \end{aligned} \quad (1)$$

где ρ — массовая плотность плазмы; C_p — удельная теплоемкость плазмы с учетом энергии ионизации; v, u — радиальная и аксиальная компоненты скорости плазмы; T_p — температура плазмы; χ — коэффициент теплопроводности плазмы; k_B — постоянная Больцмана; e — заряд электрона; j_r, j_z — радиальная и аксиальная компоненты плотности электрического тока в плазме; δ — постоянная термодиффузии электронов; σ — удельная



электропроводность плазмы; ψ — потери энергии на собственное излучение в приближении оптически тонкой плазмы. В уравнении (1) выделение энергии в плазме столба дуги за счет поглощения лазерного излучения учитывается членом $\kappa_\omega S$ в правой части, где κ_ω — коэффициент объемного (обратно-тормозного) поглощения лазерного излучения дуговой плазмой; S — пространственное распределение интенсивности излучения в лазерном пучке, взаимодействующем с плазмой.

Рассмотрим уравнение, описывающее распределение интенсивности излучения $S(r, z)$ в лазерном пучке с учетом его поглощения и рефракции в неоднородной дуговой плазме. Полагая, что относительное изменение параметров плазмы на расстояниях порядка длины волны лазерного излучения мало, а также отсутствует лазерное излучение, отраженное от поверхности анода, для описания распространения пучка в дуговой плазме используем квазиоптическое приближение. В этом случае уравнение для амплитуды поля лазерного пучка, предполагаемого гауссовым (осесимметричным), можно записать в виде [1]

$$-2ik \frac{\partial A_\omega}{\partial z} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial A_\omega}{\partial r} \right) + k^2 (\epsilon_\omega - 1) A_\omega, \quad (2)$$

где $k \equiv k_z = 2\pi/\lambda$ — волновой вектор лазерного излучения; A_ω — комплексная амплитуда электрического поля лазерного пучка; $\epsilon_\omega = \epsilon'_\omega + i\epsilon''_\omega$ — комплексная диэлектрическая проницаемость дуговой плазмы на частоте лазерного излучения ω . Искомая величина S представляет собой среднее по времени значение аксиальной составляющей плотности потока электромагнитной энергии пучка и связана с комплексной амплитудой электрического поля A_ω соотношением [1]

$$S(r, z) = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{\epsilon^0}{\mu^0}} |A_\omega|^2, \quad (3)$$

где ϵ^0 — диэлектрическая проницаемость вакуума; μ^0 — универсальная магнитная постоянная. Для задания начального распределения $A_\omega(r, z_0)$ примем, что при $z = z_0$ в дуговую плазму вводится сфокусированный гауссов пучок лазерного излучения, который в отсутствие плазмы имеет минимальный радиус r_F на поверхности анода (см. рис. 1). Пространственное распределение комплексной амплитуды электрического поля такого пучка при $z \leq z_0$ определяется выражением [1]

$$A_\omega = A_{\omega F} \frac{r_F}{r_z} \exp \left[-\frac{r^2}{r_z^2} + i \left(k \frac{r^2}{2R_z} - \Phi_z \right) \right], \quad (4)$$

где

$$r_z^2 = r_F^2 \left[1 + \frac{(z-L)^2}{z_F^2} \right]; R_z = (z-L) \left[1 + \frac{z_F^2}{(z-L)^2} \right];$$

$$\Phi_z = \arctg \left(\frac{z-L}{z_F} \right). \quad (5)$$

Постоянная $A_{\omega F}$ в (4) находится из интегрального соотношения для полной мощности лазерного излучения в поперечном сечении пучка

$$Q(z) = 2\pi \int_0^{R_b} S(r, z) r dr, \quad (6)$$

что при учете (3) дает

$$A_{\omega F} = \sqrt{\frac{4Q^0}{\pi r_F^2} \left(\frac{\mu^0}{\epsilon^0} \right)^{1/2}}, \quad (7)$$

где $Q^0 = Q(z_0)$ — мощность исходного лазерного пучка.

При численном моделировании процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда в исследуемой системе рассмотрим два характерных варианта теплового состояния анода, а именно: водоохлаждаемый (неиспаряющийся) анод с температурой поверхности $T_s = 500$ К и диффузионно испаряющийся анод. В последнем случае примем, что в пределах области анодной привязки дуги температура поверхности анода $T_s = T_s(r)$ изменяется по экспоненциальному закону [4] и достигает в центре этой области 3000 К, т.е. не превышает температуры кипения железа, при которой испарение переходит в конвективный режим. Задав таким образом распределение температуры поверхности анода, для учета многокомпонентности дуговой плазмы, связанной с диффузионным испарением его материала, рассматриваемую модель следует дополнить уравнением конвективной диффузии ионизированного металлического пара, описывающим транспорт нейтральных атомов, одно- и двухзарядных ионов металла в плазме столба дуги [4]:

$$\begin{aligned} & \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r n_m v) + \frac{\partial}{\partial z} (n_m u) = \\ & = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \left[G_0 \frac{\partial \{n_m T_p\}}{\partial r} + \bar{G}_1 \frac{\partial \{K_1 n_m T_p\}}{\partial r} + \bar{G}_2 \frac{\partial \{K_2 n_m T_p\}}{\partial r} + \right. \right. \\ & \quad \left. \left. + \{b_1 K_1 + b_2 K_2\} n_m \frac{\partial \Phi}{\partial r} \right] \right) + \\ & + \frac{\partial}{\partial z} \left(G_0 \frac{\partial [n_m T_p]}{\partial z} + \bar{G}_1 \frac{\partial [K_1 n_m T_p]}{\partial z} + \right. \\ & \quad \left. + \bar{G}_2 \frac{\partial [K_2 n_m T_p]}{\partial z} + \{b_1 K_1 + b_2 K_2\} n_m \frac{\partial \Phi}{\partial z} \right). \end{aligned} \quad (8)$$

Здесь $n_m = n_{m0} + n_{m1} + n_{m2}$ — суммарная концентрация частиц металлического пара в дуговой плазме;



$$\overline{G}_1 = G_1 - G_0; \overline{G}_2 = G_2 - G_0; K_1 = \frac{n_{m1}}{n_m}; K_2 = \frac{n_{m2}}{n_m};$$

$$G_Z = \frac{D_Z}{T_p} \left(1 - n_{mZ} \frac{M_m - \overline{M}_{mZ}}{\rho} \right); \overline{M}_{mZ} = \frac{\rho - M_m n_{mZ}}{n_0 - n_{mZ}}$$

($Z = 0, 1, 2$); D_Z — коэффициенты диффузии атомов ($Z = 0$), одно- ($Z = 1$) и двухзарядных ($Z = 2$) ионов металла в многокомпонентной плазме; M_m — масса атома металла; n_0 — суммарная концентрация частиц в плазме столба дуги; $b_Z = (eZ/k_B)G_Z$ — подвижности ионов металла ($Z = 1, 2$) в электрическом поле; ϕ — скалярный потенциал электрического поля в столбе дуги. Уравнение (8) описывает следующие виды переноса частиц металлического пара в дуговой плазме: конвективный перенос, концентрационную диффузию, термодиффузию, а также дрейф ионов пара в электрическом поле.

При численной реализации описанной модели процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда требуется задать термодинамические, транспортные и оптические свойства многокомпонентной дуговой плазмы в зависимости от ее температуры, состава и давления. Для изотермической аргоновой плазмы атмосферного давления использовали данные, приведенные в [5]. В зависимости термодинамических и транспортных свойств Ag-Fe плазмы различного состава определяли по методике, предложенной в работе [6]. Соответствующие зависимости потерь энергии на собственное излучение, коэффициента объемного поглощения и комплексной диэлектрической проницаемости дуговой плазмы вычисляли, как описано в [1].

Граничные условия. Граничные условия для вектора скорости плазмы $\vec{V} = \{v, 0, u\}$, ее температуры T_p , потенциала электрического поля ϕ , концентрации частиц металлического пара n_m и амплитуды поля лазерного пучка A_ω сформулируем следующим образом. В начальном сечении расчетной области для плазмы столба дуги (плоскость $z = 0$) граничные условия для величин v , u , T_p , ϕ и n_m зададим аналогично тому, как это сделано в работах [3, 4] для дуги с тугоплавким катодом, расположенным перпендикулярно поверхности анода. В частности, для компонент вектора скорости примем

$$v|_{z=0} = 0; u|_{z=0} = u_0, \quad (9)$$

где величина u_0 определяется расходом защитного газа и диаметром сопла для его подачи.

Для температуры и электрического потенциала в прикатодной зоне столба дуги зададим условия:

$$T_p|_{z=0} = T_c(r); \sigma \frac{\partial \phi}{\partial z} \Big|_{z=0} = j_c(r), \quad (10)$$

где распределения температуры плазмы $T_c(r)$ и плотности электрического тока вблизи катода $j_c(r)$ выбираются согласно рекомендациям [7]. В зоне подачи защитного газа считаем, что

$$T_p|_{z=0} = T_0; \frac{\partial \phi}{\partial z} \Big|_{z=0} = 0, \quad (11)$$

где T_0 — температура окружающей среды.

Принимая во внимание сделанное ранее допущение о том, что взаимодействие лазерного пучка с дуговой плазмой начинается при $z = z_0$, в уравнении (1) в области $z < z_0$ положим $S = 0$, а начальное условие для уравнения (2) на верхней границе расчетной области Ω_b , т.е. при $z = z_0$ (см. рис. 1), зададим, как описано выше.

Что касается уравнения (8), то с учетом направления движения защитного газа и плазмы в прикатодной зоне столба дуги полагаем, что частицы испаренного металла анода не достигают плоскости $z = 0$, т.е. на верхней границе расчетной области Ω_p (см. рис. 1) примем

$$n_m|_{z=0} = 0. \quad (12)$$

Для водоохлаждаемого (неиспаряющегося) анода на его поверхности (плоскость $z = L$) задаются условия «прилипания», т.е. радиальная и аксиальная компоненты скорости потока плазмы полагаются равными нулю. Для испаряющегося анода следует учитывать течение прианодной плазмы, возникающее вследствие испарения атомов металла с поверхности анода и диффузии ионизированного металлического пара в столб дуги. Результаты расчета, выполненного в [4], показывают, что при $T_s(0) = 3000$ аксиальная компонента скорости движения многокомпонентной дуговой плазмы вблизи анода, обусловленная диффузионным испарением его материала, может достигать значения порядка 10 м/с. Это требует корректировки граничного условия для нормальной к поверхности анода компоненты вектора скорости плазмы на границе анодного слоя, которое в случае диффузионно испаряющегося анода принимает вид [4]

$$u|_{z=L} = \frac{M_m \left[Y_{m0z}(r, L) + Y_{m1z}(r, L) + Y_{m2z}(r, L) \right]}{\rho(r, L) - M_m \left[n_{m0}(r, L) + n_{m1}(r, L) + n_{m2}(r, L) \right]}. \quad (13)$$

Здесь $Y_{mZ_z}(r, L)$ — радиальные распределения аксиальных компонент плотностей диффузионных потоков атомов и ионов металла, находящихся в зарядовом состоянии Z , на границе столба с анодной областью дуги.

На границе плазмы столба дуги с анодным слоем, предполагаемым бесконечно тонким [8], можно записать следующее условие энергетического баланса:



$$-\chi \frac{\partial T_p}{\partial z} \Big|_{z=L} + j_a \frac{k_B}{e} \left(\frac{5}{2} - \delta \right) T_{pa} = \Delta \varphi_a j_a + q_a - j_a \bar{\varphi}, \quad (14)$$

где $j_a = |j_z|_{z=L}$ — абсолютное значение плотности электрического тока на аноде; $T_{pa} = T_p|_{z=L}$ — температура плазмы столба дуги на границе с анодной областью; $\Delta \varphi_a$ — разность потенциала дуговой плазмы на внешней границе анодного слоя и потенциала поверхности анода; q_a — тепловой поток, вводимый дугой в анод; $\bar{\varphi}$ — работа выхода металла анода. С хорошим приближением электрический потенциал поверхности анода можно считать постоянным и выбрать равным нулю, тогда граничное условие для потенциала плазмы на границе столба дуги с анодным слоем можно записать в виде [3]

$$\varphi|_{z=L} = \Delta \varphi_a. \quad (15)$$

Для вычисления величин $\Delta \varphi_a$ и q_a , входящих в граничные условия (14), (15), воспользуемся моделью анодной области дуги, предложенной в [8]. Данная модель позволяет вычислять радиальные распределения теплового потока q_a , вводимого дугой в анод, а также анодного падения потенциала $U_a = -\Delta \varphi_a$ в области анодной привязки дуги в зависимости от подлежащих определению радиальных распределений плотности электрического тока на аноде j_a и температуры плазмы на границе анодного слоя T_{pa} .

На границе плазмы столба дуги с анодным слоем (при $z = L$) граничное условие для $n_m = n_{m0} + n_{m1} + n_{m2}$ также может быть определено согласно модели анодной области дуги с испаряющимся анодом [8] в зависимости от локальных значений температуры прианодной плазмы, температуры поверхности анода и режима его испарения.

В рассматриваемом диффузионном режиме испарения с достаточной точностью можно считать, что локальные значения парциального давления атомов и ионов металлической компоненты плазмы p_m на указанной границе равны давлению насыщенного пара металла анода при соответствующем значении температуры его поверхности T_s :

$$p_m|_{z=L} = p_0 \exp \left\{ \frac{\lambda_v}{k_B} \left[\frac{1}{T_B} - \frac{1}{T_s(r)} \right] \right\}, \quad (16)$$

где p_0 — атмосферное давление; λ_v — энергия, затрачиваемая на переход одного атома металла из жидкой фазы в паровую; T_B — температура кипения металла анода.

На оси симметрии системы (при $r = 0$) граничные условия для скорости, температуры, электрического потенциала плазмы и концентрации частиц металлического пара, а также амплитуды электрического поля лазерного пучка, предполага-

емого гауссовым, задаются стандартным образом (см., например, [1, 3, 4])

$$\begin{aligned} v|_{r=0} = 0; \quad \frac{\partial u}{\partial r} \Big|_{r=0} = 0; \quad \frac{\partial T_p}{\partial r} \Big|_{r=0} = 0; \quad \frac{\partial \varphi}{\partial r} \Big|_{r=0} = 0; \\ \frac{\partial n_m}{\partial r} \Big|_{r=0} = 0; \quad \frac{\partial A_\omega}{\partial r} \Big|_{r=0} = 0. \end{aligned} \quad (17)$$

На внешней границе расчетной области для плазмы (при $r = R_p$) граничные условия для скорости и электрического потенциала запишем в виде [3]

$$\frac{\partial(\rho v r)}{\partial r} \Big|_{r=R_p} = 0; \quad u|_{r=R_p} = 0; \quad \frac{\partial \varphi}{\partial r} \Big|_{r=R_p} = 0. \quad (18)$$

Граничные условия для температуры и концентрации частиц металлического пара при $r = R_p$ определим в зависимости от направления движения потока плазмы [3, 4]

$$\begin{aligned} T_p|_{r=R_p} = T_0; \quad n_m|_{r=R_p} = 0 \quad \text{при } v|_{r=R_p} \leq 0; \\ \frac{\partial T_p}{\partial r} \Big|_{r=R_p} = \frac{\partial n_m}{\partial r} \Big|_{r=R_p} = 0 \quad \text{при } v|_{r=R_p} > 0. \end{aligned} \quad (19)$$

Наконец, предполагая, что поперечный размер лазерного пучка существенно меньше радиуса соответствующей расчетной области R_b , запишем

$$A_\omega|_{r=R_b} = 0. \quad (20)$$

Система дифференциальных уравнений, которые описывают перенос энергии, импульса, массы и заряда в многокомпонентной дуговой плазме, находящейся под воздействием сфокусированного лазерного пучка, с приведенными выше граничными условиями решалась численно с помощью совместного лагранжево-эйлерового метода [9, 10], адаптированного к условиям сжимаемой среды. При решении параболического уравнения (2) для комплексной амплитуды поля лазерного пучка использовали метод, подробно описанный в [1].

Результаты моделирования. Численное моделирование характеристик плазмы столба и анодной области электрической дуги с вольфрамовым катодом и стальным анодом, на которую воздействует сфокусированный пучок излучения CO_2 -лазера, проводили при следующих параметрах системы: длина межэлектродного промежутка $L = 4$ мм; ток дуги $I = 150$ А; защитный газ аргон, давление атмосферное; мощность исходного лазерного пучка Q^0 варьировалась в диапазоне 500...1500 Вт, радиус пучка в плоскости фокусировки ($z = L$) $r_F = 0,2$ мм, расстояние от катода до плоскости, где начинается взаимодействие лазер-



ного пучка с дуговой плазмой z_0 , выбиралось равным 1 мм.

Дуговая плазма. Вначале рассмотрим влияние поглощения лазерного излучения дуговой плазмой на тепловые и электрические характеристики столба и анодной области исследуемой дуги. Под воздействием сфокусированного пучка излучения CO_2 -лазера в столбе дуги возникает локализованная вблизи оси пучка высокотемпературная область (рис. 2), максимальная температура плазмы в которой увеличивается с повышением мощности лазерного излучения, при этом радиус указанной области составляет величину порядка 0,5 мм. Так, на оси столба 150-амперной дуги (при $z = 2,5$ мм) температура плазмы в отсутствие лазерного воздействия составляет 20 700 К, тогда как под воздействием лазерного пучка мощностью $Q^0 = 500$ и 1500 Вт она увеличивается соответственно до 25 100 и 32 800 К.

Эффект локального лазерного нагрева дуговой плазмы проявляется вплоть до границы столба с анодной областью дуги, что приводит к заметному увеличению осевых значений температуры прианодной плазмы. Влияние нагрева дуговой плазмы лазерным пучком на распределение ее температуры вдоль оси столба дуги (оси лазерного пуч-

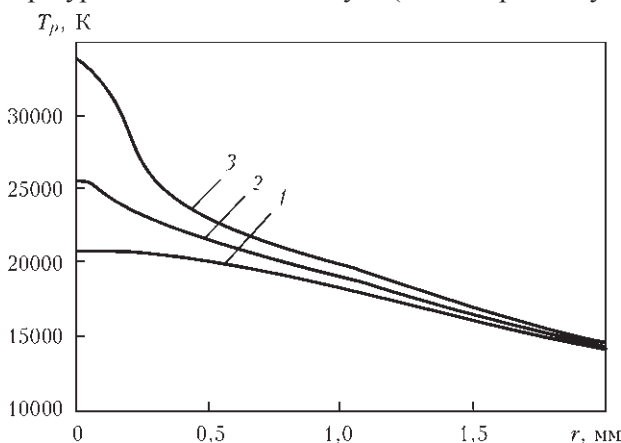


Рис. 2. Радиальные распределения температуры плазмы в поперечном сечении $z = 2,5$ мм столба дуги при $T_s = 500$ К: 1 — $Q^0 = 0$; 2 — 500; 3 — 1500 Вт

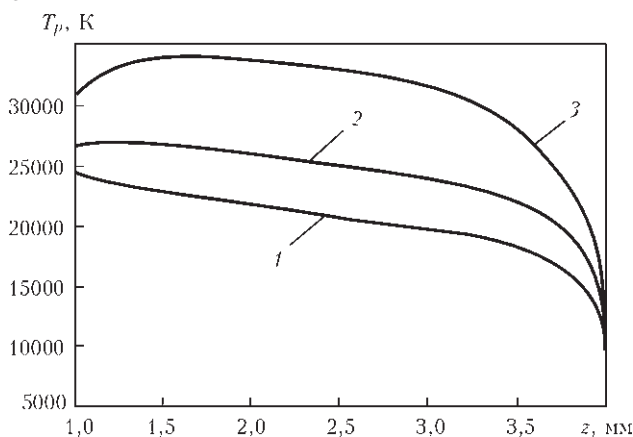


Рис. 3. Аксиальные распределения температуры плазмы на оси столба дуги при $T_s = 500$ К: 1 — $Q^0 = 0$; 2 — 500; 3 — 1500 Вт

ка) показано на рис. 3. Отметим, что температура поверхности анода (испарение его материала) практически не влияет на пространственное распределение температуры плазмы в столбе дуги, что соответствует выводам работы [4].

Изменение пространственного распределения температуры дуговой плазмы под воздействием сфокусированного лазерного излучения вызывает заметное перераспределение плотности электрического тока в разряде. На рис. 4 приведены распределения абсолютного значения аксиальной компоненты плотности тока вдоль оси дуги, на которую воздействует пучок излучения CO_2 -лазера различной мощности (кривая 1 — $Q^0 = 1500$ Вт; 2 — 500), в сравнении с соответствующим распределением $|j_z(0, z)|$ для обычной дуги (кривая 3).

Несмотря на то что под воздействием лазерного излучения температура плазмы в осевой зоне столба дуги существенно повышается (рис. 2, 3), плотность электрического тока на оси разряда в начальных сечениях области лазерно-дугового взаимодействия ($0 < z < 3$ мм) сохраняется практически такой же, как и для обычной дуги. Влияние лазерного нагрева дуговой плазмы на распределение плотности тока в столбе дуги начинает сказываться по мере приближения к аноду. В прианодной зоне столба величина $|j_z(0, z)|$ для дуги, находящейся под воздействием лазерного излучения, существенно возрастает, причем максимальное значение плотности тока на оси дуги увеличивается с ростом мощности исходного пучка (рис. 4). В результате, например, при воздействии на 150-амперную дугу лазерного пучка мощностью 1500 Вт, плотность тока в центре области анодной привязки дуги может более чем в три раза превосходить соответствующее значение для обычной дуги при прочих равных условиях (рис. 5).

Тепловой поток q_a , вводимый дугой в анод, существенно зависит от плотности электрического тока на аноде [3, 4], поэтому характер распреде-

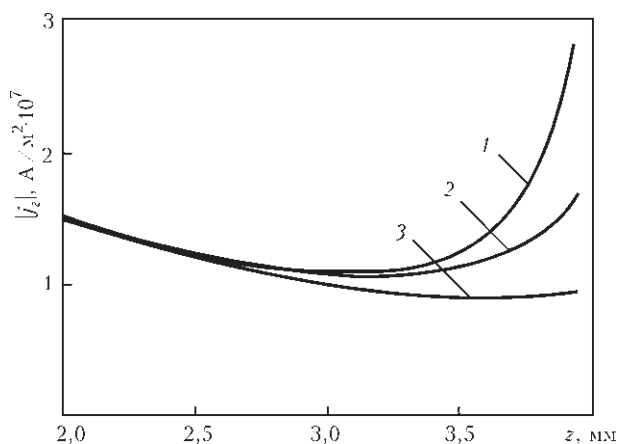


Рис. 4. Распределения абсолютного значения аксиальной компоненты плотности электрического тока на оси дуги вдоль ее столба при $T_s = 500$ К: 1–3 — см. в тексте

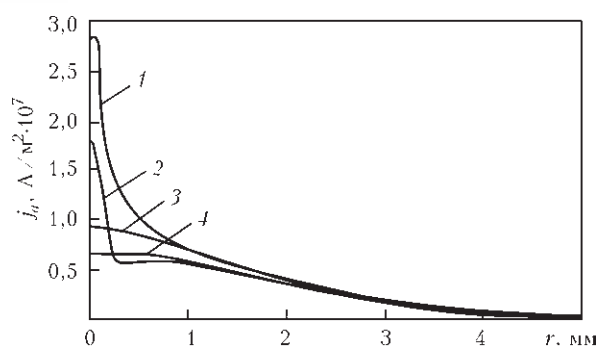


Рис. 5. Распределения плотности электрического тока на аноде: 1 — $Q^0 = 1500$ Вт, $T_s = 500$ К; 2 — $Q^0 = 1500$ Вт, $T_s(0) = 3000$ К; 3 — $Q^0 = 0$, $T_s = 500$ К; 4 — $Q^0 = 0$, $T_s(0) = 3000$ К

ления $q_a(r)$, приведенного на рис. 6, аналогичен распределению плотности тока на аноде (рис. 5). Так, при воздействии на 150-амперную дугу лазерным пучком мощностью 1500 Вт осевое значение плотности теплового потока, вводимого дугой в анод, возрастает почти в четыре раза. При повышении температуры анода (учете его испарения) эффект контрагирования электрического тока и соответственно плотности теплового потока на аноде несколько ослабевает, однако остается значительным по сравнению с дугой, не подвергающейся воздействию лазерного излучения (рис. 5, 6).

Для анализа эффекта контрагирования дуги вблизи поверхности анода рассмотрим радиальные распределения температуры прианодной плазмы T_{pa} (рис. 7) и падения потенциала электрического поля $\Delta\phi_a$ на анодном слое (рис. 8) для дуги, находящейся под воздействием лазерного пучка мощностью $Q^0 = 1500$ Вт (кривые 1) и для обычной дуги (кривые 2).

Известно [8], что анодное падение напряжения $U_a = -\Delta\phi_a$ является отрицательным, зависящим от плотности тока на аноде, температур анода и прианодной плазмы, причем таким образом, что скачок потенциала $\Delta\phi_a$ заметно возрастает с повышением температуры плазмы вблизи анода и слабо снижается при увеличении плотности тока на аноде. При $Q^0 = 1500$ Вт осевая температура плазмы на границе анодного слоя для дуги с неиспаряющимся анодом возрастает почти на 1 200 К

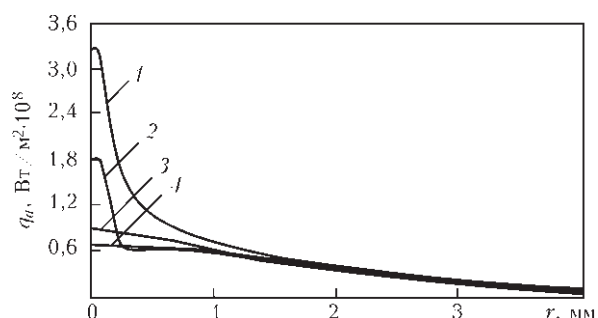


Рис. 6. Распределения теплового потока, вводимого дугой в анод, по его поверхности: 1 — $Q^0 = 1500$ Вт, $T_s = 500$ К; 2 — $Q^0 = 1500$ Вт, $T_s(0) = 3000$ К; 3 — $Q^0 = 0$, $T_s = 500$ К; 4 — $Q^0 = 0$, $T_s(0) = 3000$ К

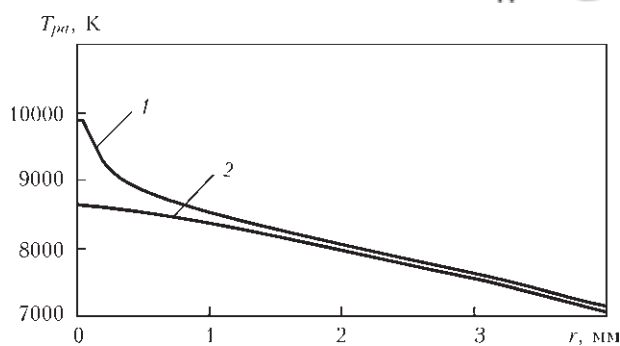


Рис. 7. Радиальные распределения температуры плазмы на границе анодного слоя при $T_s = 500$ К: 1, 2 — см. в тексте по сравнению с обычной дугой (рис. 7). Это обуславливает увеличение осевых значений потенциала плазмы на указанной границе и появление в распределении $\Delta\phi_a(r)$ ярко выраженного максимума вблизи оси дуги (рис. 8, кривая 1). Резкое изменение $\Delta\phi_a$ вдоль поверхности анода приводит к деформации линий равного потенциала в приосевой зоне прианодной плазмы, вследствие чего появляется значительная радиальная компонента вектора напряженности электрического поля и соответствующая радиальная компонента плотности тока. Наряду с возрастанием температуры (электропроводности плазмы), а также аксиальной компоненты напряженности электрического поля в указанной зоне, это приводит к существенному контрагированию электрического тока в области анодной привязки дуги, находящейся под воздействием лазерного пучка (рис. 5) по сравнению с обычной дугой.

Описанные особенности влияния радиального распределения анодного падения потенциала на распределение электрического тока в плазме вблизи анода проиллюстрированы на рис. 9, 10, где представлены эквипотенциальные линии и векторные поля плотности тока в прианодной плазме для обычной дуги и для дуги, на которую воздействует сфокусированное лазерное излучение. Отметим, что в случае диффузионно испаряющегося анода ($T_s(0) = 3000$ К) температура плазмы на границе с анодной областью дуги уменьшается по сравнению с водоохлаждаемым (неиспаряющимся) анодом

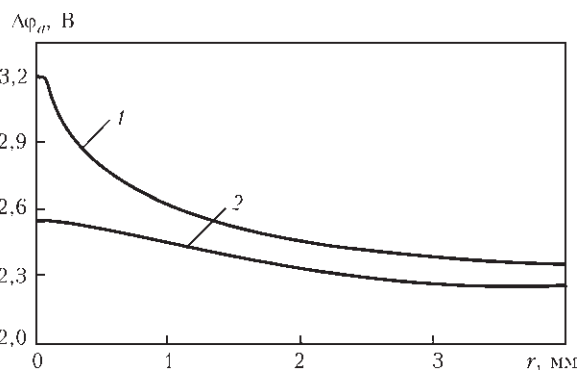


Рис. 8. Радиальные распределения падения электрического потенциала на анодном слое дуги при $T_s = 500$ К: 1, 2 — см. в тексте

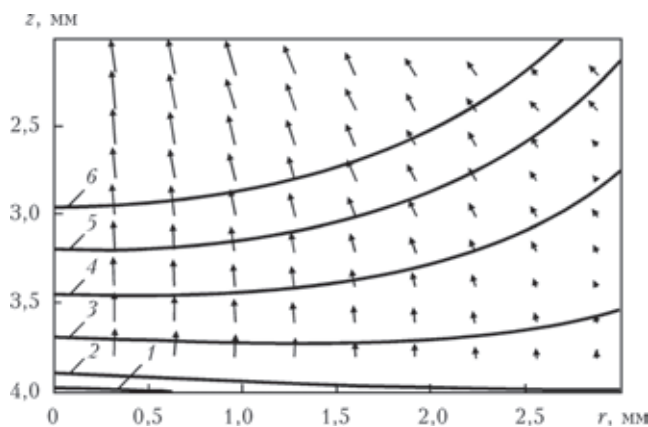


Рис. 9. Линии равного потенциала и векторное поле плотностей электрического тока в прианодной плазме обычной дуги ($T_s = 500$ K): 1 — $\varphi = 2,5$; 2 — 2,25; 3 — 2; 4 — 1,75; 5 — 1,5; 6 — 1,25 В

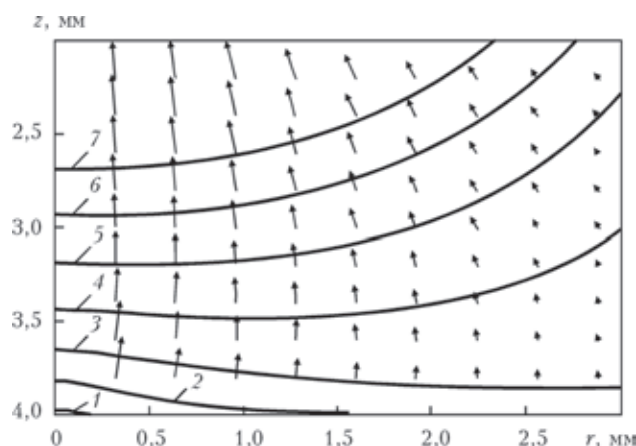


Рис. 10. Линии равного потенциала и векторное поле плотностей электрического тока в прианодной плазме обычной дуги ($T_s = 500$ K), на которую воздействует лазерный пучок мощностью 1,5 кВт: 1 — $\varphi = 3$; 2 — 2,5; 3 — 2,25; 4 — 2; 5 — 1,75; 6 — 1,5; 7 — 1,25 В

как при наличии, так и при отсутствии лазерного воздействия. Вследствие этого эффект контрагирования тока дуги под действием лазерного пучка становится менее заметным (см. рис. 5).

Лазерный пучок. Рассмотрим влияние плазмы столба дуги на взаимодействующий с ней лазерный пучок. Пусть $\zeta(z) = Q(z)/Q^0$ — коэффициент ослабления пучка за счет его поглощения в дуговой плазме, где $Q(z)$ — мощность лазерного пучка в сечении дуги с аксиальной координатой z , вы-

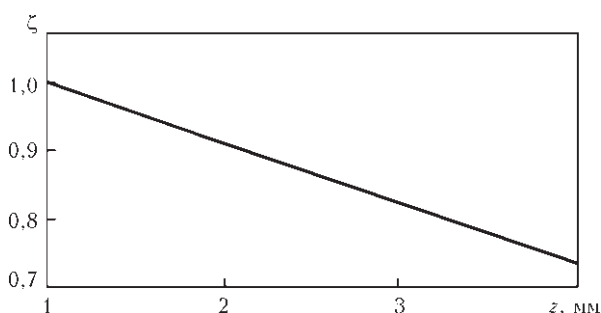


Рис. 11. Изменение коэффициента ослабления лазерного пучка в дуговой плазме по длине дуги

числяемая по формуле (6). Вследствие поглощения пучка в столбе дуги до поверхности анода доходит около 74 % мощности лазерного излучения (рис. 11). Причем для выбранных параметров лазерного пучка и дуги эта величина слабо зависит от мощности исходного пучка и температуры поверхности анода.

Зная мощность излучения, дошедшую до анода $Q(L)$, и коэффициент поглощения лазерного излучения его поверхностью Γ , можно оценить мощность, вкладываемую в анод лазерным пучком $Q_b = \Gamma Q(L)$. Полагая, что анод является водоохлаждаемым, изготовленным из низкоуглеродистой стали, и выбирая $\Gamma = 0,1$ [11], получаем $Q_b = 110$ Вт при $Q^0 = 1500$ Вт. Отметим, что при плавлении и интенсивном лазерном испарении металла анода возможно образование парогазового канала, который может поглощать практически всю мощность лазерного излучения, доходящую до поверхности анода. При этом мощность, вкладываемая в анод лазерным пучком при $Q^0 = 1500$ Вт, может достигать значения $Q_b = 1105$ Вт и быть соизмеримой с мощностью, сообщаемой такому аноду дугой.

Распределение интенсивности излучения вдоль оси сфокусированного лазерного пучка, взаимодействующего с дуговой плазмой, в сравнении с соответствующим распределением для исходного пучка показано на рис. 12. В отличие от лазерного пучка, распространяющегося в воздухе (в отсутствие дуги), при распространении в дуговой плазме интенсивность лазерного излучения на оси пучка $S_0 = S(0, z)$ снижается по мере приближения к поверхности анода.

Как следует из расчетных зависимостей, приведенных на рис. 11, 12, взаимодействие сфокусированного лазерного пучка с дуговой плазмой в рассматриваемых условиях в основном сводится к поглощению энергии пучка плазмой, при этом роль его рефракции в неоднородной дуговой плазме оказывается незначительной. Об этом свидетельствует также зависимость эффективного радиуса пучка $r_b(z)$ (рис. 13), определяемого как расстояние от его оси, на котором интенсивность излучения составляет 1 % соответствующего зна-

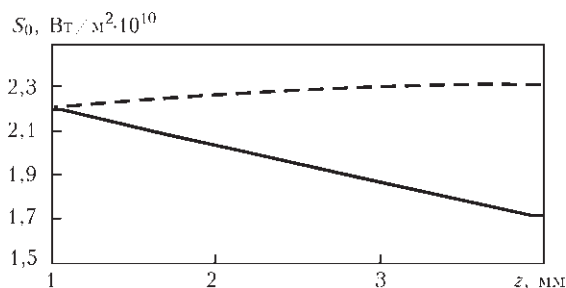


Рис. 12. Распределение интенсивности излучения на оси сфокусированного лазерного пучка мощностью 1500 Вт, распространяющегося в дуговой плазме (сплошная кривая), и для исходного пучка (штриховая)

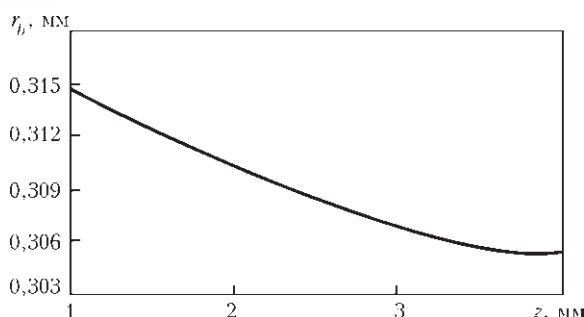


Рис. 13. Распределение эффективного радиуса лазерного пучка по его длине

чения $S(0, z)$. Эффективный радиус лазерного пучка, взаимодействующего с плазмой, практически не отличается от радиуса исходного пучка в соответствующем сечении и для рассматриваемых в данной работе условий не зависит от его мощности.

Обсуждение. Прогнозируемый математическим моделированием эффект контрагирования электрического тока на аноде и соответственно теплового потока в анод, возникающий при воздействии на аргоновую дугу с тугоплавким катодом сфокусированного пучка излучения CO_2 -лазера, может иметь важные технологические следствия. Так, при воздействии на 150-амперную дугу лазерным пучком мощностью 1500 Вт, осевые значения указанных характеристик возрастают более чем в три раза. Таким образом, лазерное воздействие на рассматриваемую дугу делает ее более высококонцентрированным источником теплового и динамического воздействия на металл. Расчеты показывают, что дополнительный лазерный нагрев дуговой плазмы вызывает также заметное повышение полной мощности, вкладываемой дугой в анод $Q_a = 2\pi \int_0^{R_p} q_a r dr$ (таблица), причем с увеличением мощности лазерного пучка полный тепловой поток, вносимый дугой в анод, возрастает как для водоохлаждаемого, так и для диффузионно испаряющегося анода.

Рассмотрим теперь механизм синергетического эффекта, возникающего при объединении лазерного и дугового источников тепла в условиях гибридной (CO_2 -лазер+ТИГ) сварки. Данный эффект выражается в нарушении аддитивности теплового

Полный тепловой поток в анод от дуги в зависимости от мощности лазерного излучения и теплового состояния поверхности анода

$T_s(0), \text{K}$	$Q^0, \text{Вт}$	$Q_a, \text{Вт}$
500	0	1431,8
500	500	1494,0
500	1500	1564,4
3000	0	1478,6
3000	500	1526,1
3000	1500	1579,7

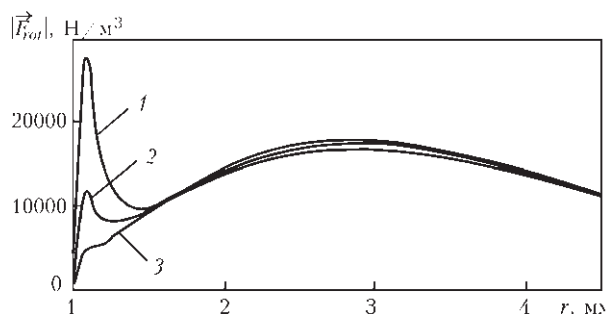


Рис. 14. Распределения вихревой составляющей силы Лоренца на поверхности анода при $T_s = 500 \text{ K}$: 1 — $Q^0 = 1500$; 2 — 500 Вт; 3 — обычная дуга

воздействия лазерного пучка и дуговой плазмы на свариваемый металл, вследствие чего энергия, используемая на плавление металла при гибридной сварке, может более чем в два раза превышать сумму соответствующих энергий при сварке каждым отдельно взятым источником тепла [1].

Как известно, в осесимметричном магнитном поле тока дуги движение расплавленного металла под действием силы Лоренца возбуждается ее вихревой составляющей $\vec{F}_{rot}$, имеющей центростремительное направление. Значение этой силы максимально на поверхности сварочной ванны и убывает при растекании электрического тока в объеме свариваемого металла. Возникающий при этом перепад давлений вызывает нисходящее течение расплава, переносящее перегретый металл от поверхности ванны к фронту плавления. При интенсивном течении расплава в направлении к донной части сварочной ванны повышается эффективность усвоения (использования на плавление металла) тепловой мощности, вводимой в анод обоими источниками тепла и соответственно этому увеличивается объем расплавленного металла. Приблизительно оценим влияние лазерно-дугового взаимодействия на распределение вихревой составляющей электромагнитной силы на поверхности расплавленного металла анода, полагая ее недеформируемой. Контрагирование дуги, которое выражается в существенном повышении плотности электрического тока на поверхности металла вблизи центра области анодной привязки дуги (см. рис. 5), приводит к резкому увеличению центростремительной составляющей силы Лоренца в указанной зоне (рис. 14). Причем динамический эффект, обусловленный контрагированием тока дуги на поверхности анода, оказывается тем выше, чем больше мощность лазерного излучения.

Проведенная приближенная оценка электромагнитной силы, действующей на металл сварочной ванны, требует дальнейшего уточнения, прежде всего направленного на исследование тепловых, электромагнитных и газодинамических процессов при горении дуги на деформируемую



под воздействием высоконцентрированного лазерного источника энергии поверхность расплавленного металла анода.

Выводы

1. В результате дополнительного, локального нагрева дуговой плазмы сфокусированным лазерным пучком в столбе дуги возникает локализованная вблизи оси пучка высокотемпературная область, максимальная температура плазмы в которой увеличивается с повышением мощности лазерного излучения. Следует ожидать, что возникновение такой, жестко связанной с осью лазерного пучка, высокотемпературной области дуговой плазмы, обладающей высокой проводимостью, будет повышать пространственную стабильность дуги в условиях гибридного процесса (CO_2 -лазер + ТИГ), что особенно важно при больших скоростях сварки.

2. Перераспределение электрического потенциала в дуговой плазме, происходящее за счет изменения пространственного распределения ее температуры под воздействием сфокусированного лазерного пучка, приводит к существенному повышению плотности тока в прианодной плазме, а также плотности теплового потока, вводимого дугой в анод, делая такую дугу более высоконцентрированным источником теплового и электромагнитного воздействия на свариваемый металл. Полная мощность, вкладываемая дугой в металл при гибридной (CO_2 -лазер + ТИГ) сварке, превышает мощность, вкладываемую соответствующей дугой в условиях обычной сварки неплавящимся электродом. Прогнозируемый вычислительным экспериментом эффект контрагирования тока дуги при гибридной сварке может приводить к существенному увеличению силы Лоренца, транспортирующей перегретый металл из центра области анодной привязки дуги на поверхности сварочной ванны к ее дну, что должно приводить к увеличению доли мощности каждого из используемых источников тепла, расходуемой на плавление свариваемого металла.

3. Взаимодействие сфокусированного пучка излучения CO_2 -лазера с плазмой аргоновой дуги с тупоплазменным катодом приводит к некоторому уменьшению мощности излучения, доходящей до поверхности анода, в результате частичного поглощения лазерного излучения в плазме столба дуги. При этом рефракция пучка в неоднородной дуговой плазме оказывается малосущественной.

Мощность, вкладываемая в свариваемый металл лазерным пучком при гибридной (CO_2 -лазер + ТИГ) сварке, может быть как больше, так и меньше мощности, вводимой в металл при лазерной сварке — в зависимости от условий поглощения, дошедшего до поверхности металла лазерного излучения, определяемых, например, возможностью формирования в сварочной ванне парогазового канала, более эффективно поглощающего лазерное излучение, чем плоская поверхность расплава.

Данная работа выполнена в рамках совместного проекта RE-2755/20-1 «Самосогласованное моделирование гибридной (лазер-ТИГ) и (лазер-плазма) сварки в теплопроводностном режиме проплавления», финансируемого Немецким Исследовательским Обществом (DFG). Авторы выражают свою благодарность DFG за финансовую поддержку этих исследований.

1. Seyffarth P., Krivtsun I. V. Laser-arc processes and their applications in welding and material treatment. — London: Taylor and Francis Books, 2002. — Vol. 1. — 200 p. — (Welding and Allied Processes).
2. Dillthey U. Laser arc hybrid welding — an overview // Arc welding processes and production systems. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-1710). — Copenhagen, 2002. — P. 243–248.
3. Крикент И. В., Кривцун И. В., Демченко В. Ф. Моделирование процессов тепло-, массо- и электропереноса в столбе и анодной области дуги с тупоплазменным катодом // Автомат. сварка. — 2012. — № 3. — С. 7–11.
4. Крикент И. В., Кривцун И. В., Демченко В. Ф. Моделирование электрической дуги с тупоплазменным катодом и испаряющимся анодом // Там же. — 2014. — № 9. — С. 19–26.
5. Boulos M. I., Fauchais P., Pfender E. Thermal plasmas: Fundamentals and applications. — New York, London: Plenum press, 1997. — Vol. 1. — 454 p.
6. On the application of the theory of Lorentzian plasma to calculation of transport properties of multicomponent arc plasmas / I. V. Krivtsun, P. Porytsky, V. Demchenko et al. // Eur. Phys. J. D. — 2010. — 57. — P. 77–85.
7. Investigation of cathode spot behaviour of atmospheric argon arcs by mathematical modeling / J. Wendelstorf, G. Simon, I. Decker, et al. // Proc. of the 12th Int. conf. on gas discharges and their applications, Germany, Greifswald, 1997. — Vol. 1. — P. 62–65.
8. Кривцун И. В., Демченко В. Ф., Крикент И. В. Модель процессов тепло-, массо- и электропереноса в анодной области и столбе сварочной дуги с тупоплазменным катодом // Автомат. сварка. — 2010. — № 6. — С. 3–11.
9. Ляшко И. И., Демченко В. Ф., Вакуленко С. А. Вариант метода расщепления уравнений динамики вязкой несжимаемой жидкости на лагранжево-эйлеровых сетках // Докл. АН УССР. Сер. А. — 1981. — № 7. — С. 43–47.
10. Демченко В. Ф., Лесной А. Б. Лагранжево-эйлеровый метод численного решения многомерных задач конвективной диффузии // Доп. НАНУ. — 2000. — № 11. — С. 71–75.
11. Gladush G.G., Smurov I. Physics of laser materials processing: Theory and Experiment. — Berlin Heidelberg: Springer-Verl., 2011. — 534 p.

Поступила в редакцию 19.01.2015



ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С НИОБИЕМ И МОЛИБДЕНОМ

А.А. РЫБАКОВ, Т.Н. ФИЛИПЧУК, В.А. КОСТИН

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

В работе изложены результаты исследования микроструктуры и ударной вязкости металла сварных соединений газо- и нефтепроводных труб категории Х65–Х80 из стали с различным содержанием ниобия и молибдена. Исследовали сварные соединения прямошовных труб диаметром 820...1420 мм с толщиной стенки 17,5...36,0 мм, изготовленных по традиционной технологии с применением двухсторонней многодуговой сварки под флюсом. Использовали оптическую и электронную растровую металлографию, а также стандартные испытания на ударный изгиб. Установлено отрицательное влияние повышенного содержания ниобия в стали на структурные характеристики металла зоны термического влияния и шва сварных соединений, которое усиливалось в присутствии молибдена. С учетом склонности ниобия сегрегировать на границах зерен, дополнительное легирование молибденом, снижающим температуру превращения, приводит к образованию в металле сварных соединений неблагоприятных структурных составляющих и фаз, а также к их скоплениям по границам зерен, особенно на участках повторного нагрева. Для обеспечения высокой ударной вязкости и трещиностойкости металла сварных соединений труб из высокопрочной микролегированной стали необходимо ограничивать в ней, кроме углерода, содержание ниобия ($\leq 0,05\%$) и молибдена ($\leq 0,20\%$), а также использовать сварочные материалы, обеспечивающие массовую долю молибдена в шве не более 0,30 %. Результаты работы использованы при промышленном производстве труб категории Х65–Х80 на трубосварочных предприятиях Украины и РФ. Библиогр. 8, рис. 6, табл. 2.

Ключевые слова: газо- и нефтепроводные трубы, микролегированная сталь, сварное соединение, металл шва, зона термического влияния, микроструктура, ударная вязкость

При сооружении современных магистральных газо- и нефтепроводов используют преимущественно трубы класса прочности К60, К65 (категории Х65, Х80) из микролегированной стали, изготовленной с применением термомеханической обработки, включая контролируемую прокатку и ускоренное охлаждение. Такие стали, как правило, содержат: 0,05...0,10 % С; 1,5...2,0 % Мп и элементы, повышающие устойчивость аустенита — Ni, Cr, Mo в количестве до 0,3 % каждого. Применяется также комплексное микролегирование карбонитридообразующими элементами Ti, V, Nb, суммарное содержание которых обычно находится в пределах 0,12...0,15 % [1–4]. Конкретный химический состав трубной стали, обеспечивающий необходимый комплекс свойств, определяется применяемой технологией ее изготовления и техническими характеристиками металлургического и прокатного оборудования. Например, ограниченные возможности оптимизации охлаждения штрипса после прокатки компенсируют более высоким легированием карбидообразующими элементами и элементами, снижающими температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. В результате в стали одного и того же класса различных изготовителей содержание углерода и микролегирующих элементов, в первую очередь ниобия и молибдена, может изме-

няться в достаточно широких пределах, достигая, особенно для стали К65, предельно допустимых нормативными документами значений.

Общепризнано, что повышение уровня легирования может привести к ухудшению свариваемости стали, в частности, увеличивается опасность образования в металле сварных соединений участков с пониженной вязкостью и, как следствие, возрастает вероятность хрупкого разрушения, развивающегося по таким участкам.

Некоторые авторы отмечают отрицательное влияние повышенного содержания ниобия на структурное состояние и ударную вязкость металла зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений трубной стали, особенно в зонах повторного нагрева при многопроходной сварке [5–7]. В наших исследованиях отрицательная роль ниобия существенно возрастала с увеличением количества молибдена в стали. Результаты этих исследований изложены в настоящей статье. Приведены также данные о структуре и свойствах металла швов труб из стали с повышенным молибденом и ниобием.

Исследовали сварные соединения прямошовных газо- и нефтепроводных труб диаметром 820...1420 мм с толщиной стенки 17,5...36,0 мм, изготовленных из высокопрочной стали с различным содержанием молибдена и ниобия на ряде отечественных и зарубежных трубосварочных за-



Таблица 1. Характерный химический состав основного металла и металла внутреннего и наружного швов исследованных сварных соединений труб

Условный шифр труб (категория, толщина ОМ)	Зона контроля	Массовая доля элементов, %											
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	V	Ti	Nb	Al	B
А (Х80, 22 мм)	ОМ	0,051	0,242	1,69	0,006	0,007	0,22	0,27	0,03	0,014	0,068	0,027	н/о
	Внутр.шов	0,053	0,344	1,68	0,012	0,010	0,15	0,35	0,029	0,016	0,045	0,020	0,001
	Нар.шов	0,054	0,433	1,67	0,013	0,010	0,14	0,35	0,027	0,019	0,039	0,019	0,0013
Б (Х80, 17,5 мм)	ОМ	0,05	0,281	1,64	0,008	0,002	0,20	0,18	0,012	0,015	0,076	0,035	н/о
	Внутр.шов	0,05	0,452	1,64	0,01	0,006	0,24	0,28	0,008	0,014	0,043	0,023	0,001
	Нар.шов	0,05	0,474	1,66	0,01	0,006	0,21	0,29	0,007	0,018	0,047	0,023	0,0015
В (Х80, 27,7 мм)	ОМ	0,07	0,270	1,67	0,07	0,002	0,20	0,15	0,02	0,014	0,045	0,036	н/о
	Внутр.шов	0,06	0,305	1,46	0,016	0,004	0,20	0,25	0,019	0,019	0,022	0,022	0,0025
	Нар.шов	0,055	0,327	1,45	0,015	0,003	0,19	0,25	0,019	0,020	0,022	0,021	0,003
Г (Х65, 36 мм)	ОМ	0,062	0,096	1,74	0,011	0,002	0,13	<0,03	0,02	0,015	0,017	0,031	н/о
	Внутр.шов	0,056	0,181	1,72	0,012	0,006	0,10	0,05	0,02	0,018	0,011	0,017	0,0038
	Нар.шов	0,059	0,177	1,70	0,013	0,006	0,09	0,05	0,02	0,015	0,011	0,015	0,004
Д (Х80, 17,5 мм)	ОМ	0,05	0,250	1,72	0,011	0,003	0,02	0,01	0,01	0,016	0,040	0,027	н/о
	Внутр.шов	0,051	0,425	1,69	0,012	0,006	0,08	0,10	0,006	0,013	0,021	0,018	0,002
	Нар.шов	0,051	0,434	1,68	0,013	0,006	0,09	0,13	0,005	0,017	0,021	0,018	0,0028

водов по традиционной технологии с применением двухсторонней многодуговой сварки под флюсом [8]. Продольные швы труб сваривали изнутри (внутренний шов, четырехдуговая сварка) и снаружи (наружный шов, пятидуговая сварка) трубы. Погонная энергия сварочных процессов находилась в пределах 4...7 кДж/мм.

Содержание основных легирующих элементов и примесей в стали для исследованных труб находилось в следующих пределах, %: 0,05...0,07 С; 0,242...0,281 Si; 1,64...1,72 Mn; 0,13 (в одной плавке — 0,02)...0,22 Ni; 0,01...0,03 V; 0,014...0,016 Ti; 0,027...0,035 Al; $S \leq 0,007$; $P \leq 0,011$. Количество Nb в стали изменялось от 0,040 до 0,076 %, а Mo — от 0,01 до 0,27 %. Для сравнения рассмотрены также данные о свойствах и структуре металла сварного соединения трубы из стали категории Х65 с минимальным количеством Nb (0,017 %) и практически отсутствием Mo (< 0,03 %).

Исследуемым трубам присвоены условные буквенные обозначения (табл. 1). Основной металл труб (ОМ) А и Б представлял собой сталь категории Х80 с повышенным содержанием молибдена (0,27 и 0,18 %) и ниобия (0,068 и 0,076 %). Суммарная массовая доля карбонитридообразующих элементов (ниобия, ванадия и титана) в этом металле составляла соответственно 0,109 и 0,103 %. Сталь категории Х80, из которой изготовлена труба В, относится к той же системе легирования (Mn–Nb–Mo–V–Ni–Ti), однако содержит меньшее количество молибдена и ниобия (0,15 и 0,045 %, соответственно), при этом Nb + V + Ti = 0,079 %. Трубы Г и Д изготовлены из стали категории Х65 и Х80 с минимальным легированием: массовая доля Nb составляла 0,017 и 0,040 %, мо-

либден практически отсутствовал, а Nb + V + Ti равнялся 0,052 и 0,066 %, соответственно.

В процессе исследований оценивали ударную вязкость металла при отрицательных температурах на образцах с острым надрезом, наносимым в разных зонах сварного соединения труб. Структуру металла сварных соединений исследовали с применением оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии и фрактографии.

Известно, что в зоне термического влияния сварных соединений высокопрочных труб наиболее проблемным, с точки зрения обеспечения ударной вязкости, является участок крупного зерна (ЗКЗ), что обусловлено значительным ростом зерна аустенита, образованием грубых пакетов пластинчатого феррита и верхнего бейнита, а также наличием МАК-фазы, особенно речечной морфологии. Считают, что минимальной вязкостью, кроме участков крупного зерна ЗТВ, примыкающих к линии сплавления внутреннего и наружного продольных швов, характеризуется зона локального охрупчивания, образующаяся вследствие повторного нагрева участка крупного зерна первого (внутреннего) прохода при сварке второго (наружного) прохода [5]. По этой причине при проведении металлографических исследований ЗТВ сварных соединений труб основное внимание уделяли структурно-фазовым характеристикам металла именно этих участков.

В металле исследованных сварных соединений труб на участке крупного зерна ЗТВ внутреннего и наружного швов формируется однотипная микроструктура, представленная преимущественно достаточно грубыми пакетами структуры бейнитного типа: в большинстве случаев — это феррит с упорядоченной второй фазой речечной морфологии (рис. 1). Наблюдаются также участки с упоря-

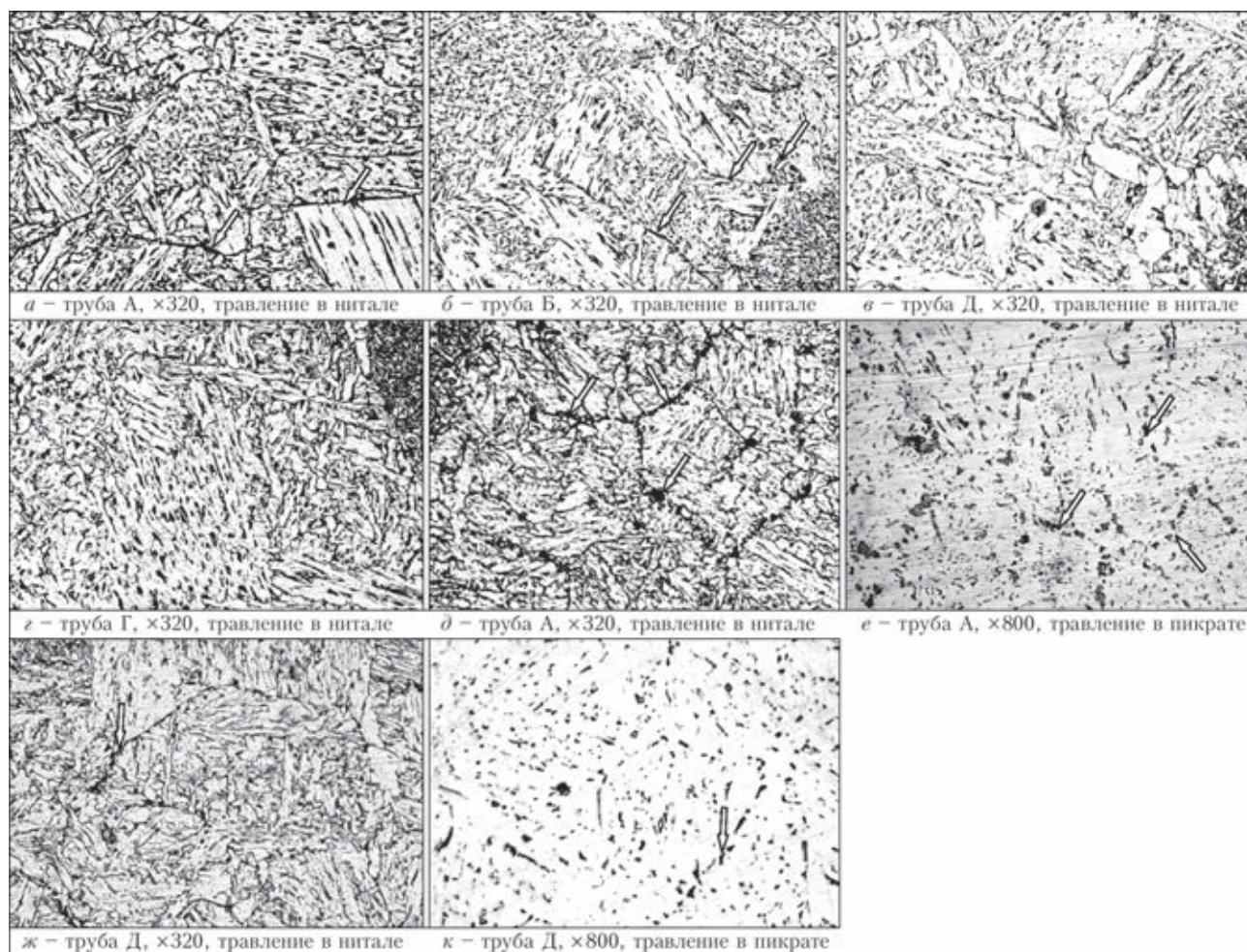


Рис. 1. Микроструктура металла ЗКЗ сварных соединений труб с различным содержанием молибдена и ниобия: а-г — ЗТВ наружного шва; д-к — ЗТВ внутреннего шва, участок повторного нагрева

доченной и неупорядоченной второй фазой гранулярной морфологии. Образование полигонального доэвтектоидного феррита по границам бывшего аустенитного зерна в металле сварного соединения исследованных труб полностью подавлено, за исключением труб Г и Д с минимальным содержанием молибдена и ниобия, где зафиксированы пограничные выделения этой структурной составляющей (рис. 1, в). Величина зерен в металле ЗТВ, непосредственно примыкающем к границе сплавления наружных и внутренних швов, независимо от изменения в исследованных пределах массовой доли молибдена и ниобия, в основном, составляет 54...108 мкм, что соответствует 5-4 номеру (по ГОСТ 5639). Зафиксированы также единичные более крупные зерна 3 номера (размером до 137 мкм), выявляемые, преимущественно, в зоне сплавления наружных швов (в их вершине), причем крупные зерна, как правило, фрагментированы на более мелкие субзерна.

Как видно из рис. 1, с повышением количества ниобия и молибдена в стали (трубы А, Б) увеличивается доля участков хрупкой структуры со сходно ориентированной углеродистой фазой (МАК-фазой) реечной морфологии, а также

размеры (длина и ширина) выделений этой фазы. Еще более негативное влияние повышение массовой доли указанных элементов в стали оказывает на состояние границ зерен металла в исследуемой зоне. Так, в металле ЗКЗ наружного шва сварного соединения труб А и Б с высоким содержанием ниобия и молибдена, в отличие от других исследованных сварных соединений труб, по границам бывшего аустенитного зерна интенсивно выделяются углеродистые образования — МАК-фаза, карбиды (на рис. 1, а, б указаны стрелками). В металле ЗКЗ внутренних швов в участках, подвергавшихся повторному нагреву при выполнении наружного шва, указанные зернограницные углеродистые выделения зафиксированы практически на всех исследованных сварных соединениях, за исключением трубы Г с минимальным количеством ниобия. При этом, чем выше содержание ниобия в стали, тем грубее эти выделения (на рис. 1 указаны стрелками).

Ударную вязкость металла ЗТВ сварных соединений оценивали на образцах, вырезанных на участке расположения наружного шва (рис. 2, образец НЗ) и в зоне пересечения наружного и внутреннего швов (рис. 2, образец ПЗ). Известно, что

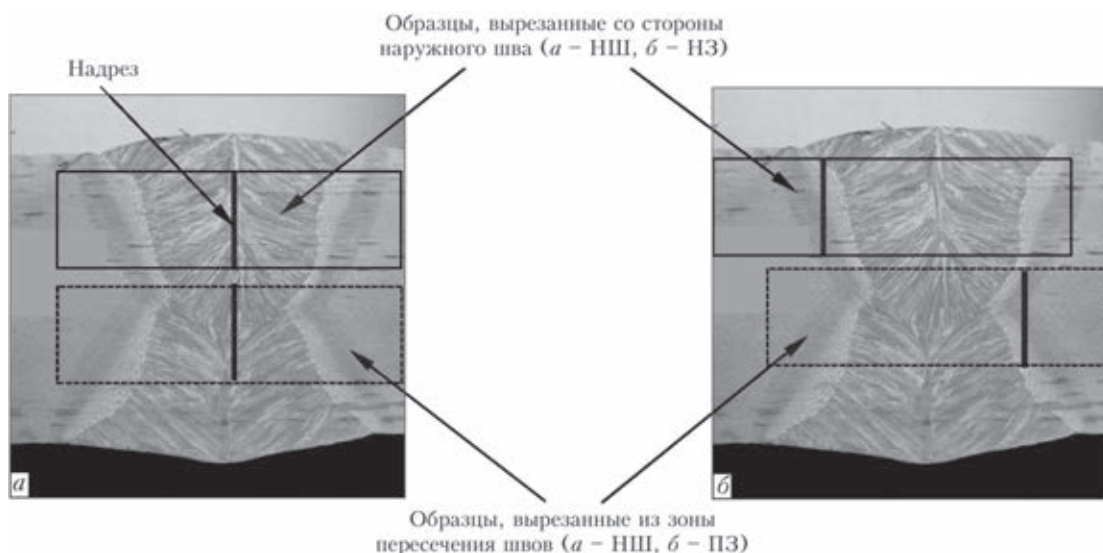


Рис. 2. Схема вырезки образцов и нанесения надреза при испытании на ударный изгиб металла шва (а) и зоны термического влияния (б)

в условиях структурно-гетерогенного сварного соединения определение вязких характеристик металла и, в первую очередь, ЗТВ, посредством испытания ударных образцов стандартных размеров (сечением 10×10 мм) не вполне корректно, поскольку получаемые значения ударной вязкости в значительной мере зависят от расположения образца и места нанесения надреза. Из рис. 2 сле-

дует, что при нанесении надреза по металлу ЗТВ наружного шва согласно ГОСТ 6996–66 сечение надреза включает лишь небольшой участок хрупкой зоны крупного зерна, примыкающей к линии сплавления шва. Большая доля зоны крупного зерна фиксируется в сечении надреза образцов, вырезанных из места пересечения швов. В таких образцах может присутствовать и участок повторного нагрева зоны внутреннего шва с наиболее неблагоприятной структурой.

Результаты некоторых испытаний образцов с надрезом по линии сплавления приведены в табл. 2. Наблюдаемый большой разброс значений KCV при таком нанесении надреза обусловлен дополнительным влиянием формы шва на показатели ударной вязкости. Влияние формы шва на показатели вязкости металла ЗТВ является предметом самостоятельных исследований и будет рассмотрено нами в других публикациях. Здесь только отметим, что для швов с условно хорошим коэффициентом формы рекомендуемые ГОСТ правила нанесения надреза в зоне термического влияния существенно ограничивают долю участка крупного зерна (локальной зоны хрупкости) в испытываемом сечении ударного образца.

Вместе с тем, несмотря на наблюдаемый разброс результатов испытаний, данные табл. 2 позволяют сделать однозначный вывод, что повышение в стали массовой доли ниобия более 0,05 % приводит к снижению показателей ударной вязкости металла ЗТВ, особенно при вырезке образцов в зоне пересечения внутреннего и наружного швов. Наиболее значительное снижение ударной вязкости наблюдается при максимальном в исследованных пределах содержании в стали молибдена, ниобия и марганца (труба А), когда в металле ЗКЗ формируется наименее благоприятная микроструктура.

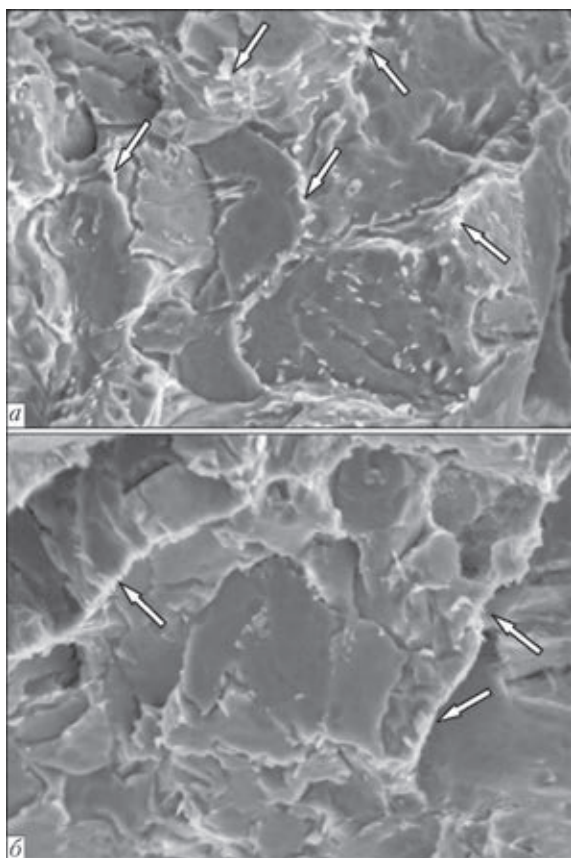


Рис. 3. Фрактограммы квазихрупких участков излома образцов трубы А (а) и Б (б) с надрезом по линии сплавления, разрушенных при температуре -40 °C ($\times 2000$, травление в нитале)



Исследования после травления поверхности разрушения ударных образцов сварных соединений с надрезом по линии сплавления подтвердили, что в металле швов труб А и Б с высоким содержанием ниобия и молибдена на участках квазихрупкого разрушения по границам фасеток выявляются сегрегации углеродистых образований (на рис. 3 указаны светлыми стрелками). В металле ЗТВ с ограниченным легированием ниобием (например, трубы Г и Д) такие образования по границам фасеток отсутствуют.

Аналогичное влияние повышенное содержание ниобия и молибдена оказывает на структурно-фазовые характеристики металла шва. При дуговой сварке труб большого диаметра для магистральных трубопроводов ниобий, как известно, переходит в металл шва, главным образом из трубной стали. Доля молибдена в металле шва определяется его содержанием в стали и сварочной проволоке и может, в определенных пределах, регулироваться с помощью изменения его количества в последней. Кроме того для повышения вязких характеристик металл швов труб часто микролегируют титаном и бором. Таким образом, металл шва представляет собой достаточно сложнолегированную систему.

Установлено, что в связи с увеличением массовой доли ниобия 0,039...0,047 % и молибдена до 0,28...0,35 % из-за более высокого содержания этих элементов в стали при массовой доле марганца 1,64...1,68 % в металле швов труб А и Б формируется достаточно неоднородная структура с образованием составляющих различной прочности и вязкости. Более высокое содержание в металле таких швов элементов, активно снижающих температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (Мо, Мп, Nb), приводит к формированию помимо основной структуры игольчатого феррита (~75 %) также участков верхнего бейнита (рис. 4, б; 5, а). МАК-фаза часто представлена собственно мартенситно-аустенитными комплексами с повышенным содержанием углерода, а не продуктами бейнитно-мартенситного превращения (как при меньшем легировании). Такая структурная составляющая хуже травится и при исследовании на растровом микроскопе выглядит как гладкие, бесструктурные светлые образования (на рис. 5, а, б обозначены светлыми стрелками). Кроме того, четко проявляется склонность к формированию сегрегаций МАК-фазы на границах игольчатого и зернограницного полигонального феррита (рис. 4, в; 5, а). Из-за ограниченного легирования титаном и бором, осуществляемого через сварочную проволоку, образование зернограницного полигонального феррита (ПФ) в металле швов труб А и Б подавлено не полностью (рис. 4, а). И хотя доля

прослойки доэвтектоидного полигонального феррита не столь значительна (не более 10 % даже на периферийных участках шва), обогащение их границ образованиями МАК-фазы (рис. 4, в), обладающей существенно большей прочностью, является отрицательным фактором, способствующим зарождению разрушения. Максимальные сегрегации углеродистых фаз и структурных составляющих (МАК-фаза, карбиды) наблюдаются по границам кристаллитов в металле внутреннего шва на участках повторного нагрева (рис. 6, а, б). Выявлена также развитая система полигонизационных границ, часто декорированных выделениями МАК-фазы (рис. 4, б).

Указанные структурные особенности обуславливают более высокую склонность металла таких швов к образованию трещин, что подтверждается наличием в одном из исследованных образцов сварного соединения трубы А отдельных относительно крупных трещин по ферритным прослойкам, оконтуренным МАК-фазой, и сетки микротрещин, локализующихся по вторичным (полигонизационным) границам.

Микроструктура металла шва трубы В, умеренно легированного Nb (0,022 %), Мо (0,25 %) и Мп (около 1,46 %) более однородна и представлена, в основном, дисперсным игольчатым ферритом (~90 %). Вытянутые зерна игольчатого феррита размером 3...4х5...15 мкм разориентированы на большой угол (рис. 4, д). Благодаря оптимальному соотношению в металле шва титана и бора (0,02 и 0,0030 % соответственно) образование зернограницного полигонального феррита практически подавлено (только в корне шва фиксируется 1...3 % такой структурной составляющей). Незначительная структурная неоднородность проявляется по границам кристаллитов в виде зерен игольчатого феррита несколько большего размера (рис. 4, з, д). Дисперсная МАК-фаза, в состав которой входят, в основном, продукты бейнитного превращения, распределена достаточно равномерно (рис. 4,

Таблица 2. Ударная вязкость металла исследованных сварных соединений труб КСV₋₄₀, Дж/см²

Условный шифр труб (категория, толщина ОМ)	Надрез по центру шва		Надрез по линии сплавления	
	образцы НШ	образцы ПШ	образцы НЗ	образцы ПЗ
А (Х80, 22 мм)	$\frac{56...110}{92}$	$\frac{42...93}{56}$	$\frac{56...141}{114}$	$\frac{21...95}{46}$
В (Х80, 27,7 мм)	$\frac{112...195}{165}$	$\frac{88...121}{105}$	$\frac{80...197}{140}$	$\frac{58...142}{81}$
Г (Х65, 36 мм)	$\frac{185...197}{192}$	$\frac{152...177}{160}$	$\frac{290...320}{300}$	$\frac{100...287}{198}$

Примечания. 1. В числителе указаны минимальные и максимальные значения ударной вязкости, в знаменателе — средние из 6-12 испытаний. 2. Схемы вырезки образцов и нанесения надреза приведены на рис. 2.

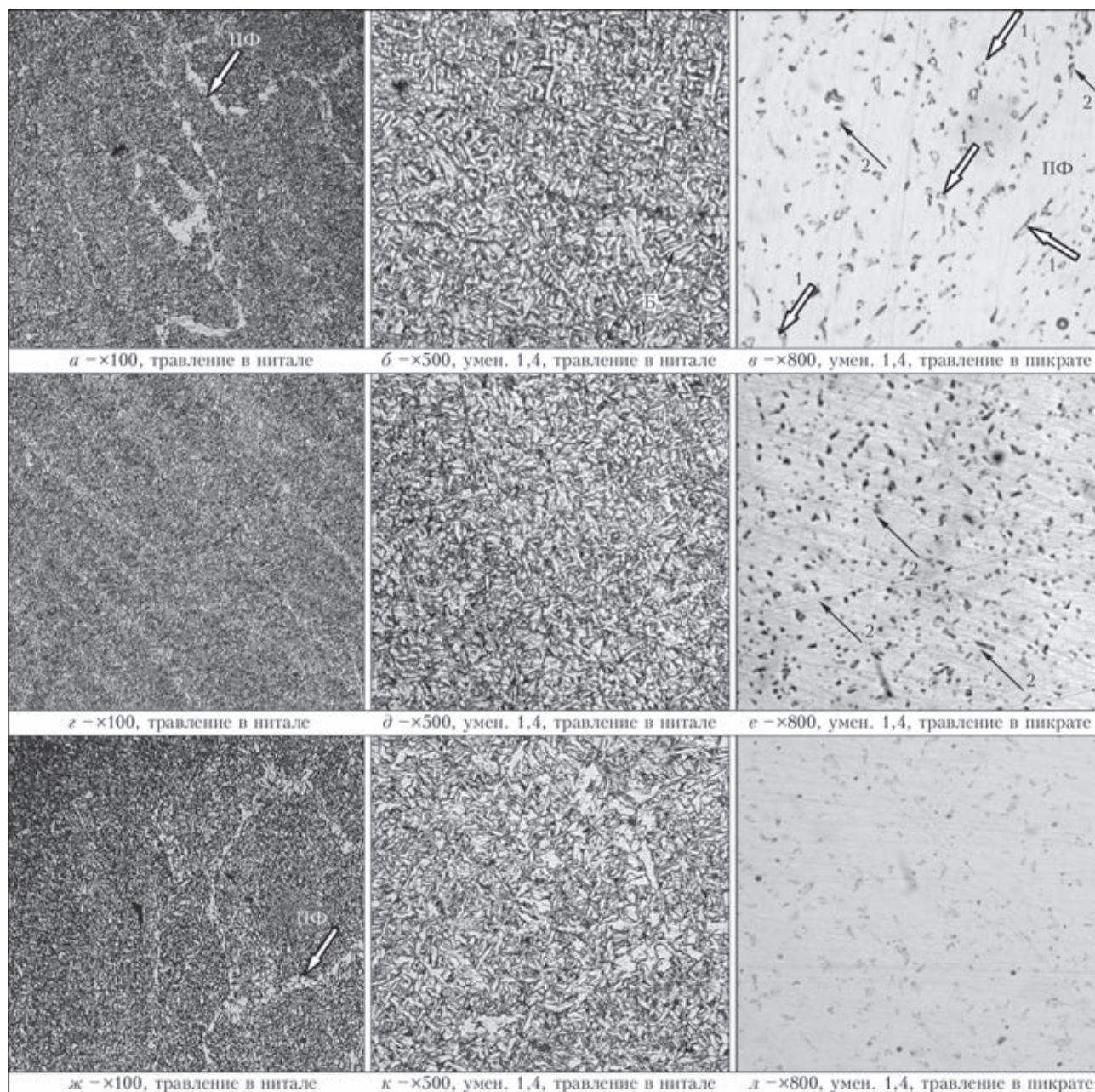


Рис. 4. Микроструктура металла наружных швов с различным содержанием молибдена и ниобия (оптическая металлография): а–в — труба А; г–е — труба В; ж–л — труба Г; 1 — мартенситно-аустенитный комплекс; 2 — МАК-фаза

е). Скопления углеродистых фаз и структурных составляющих по границам кристаллитов, в том числе в зоне повторного нагрева внутреннего шва, практически отсутствуют (рис. 6, в, з). Полигонизационные границы в таком шве развиты слабо (рис. 4, д).

Характерной особенностью микроструктуры металла шва трубы Г меньшей прочности (Х65) с минимальным содержанием в шве молибдена (0,05 %) и ниобия (0,011 %) при массовой доле Mn на уровне 1,70...1,72 %, Ti — 0,015...0,018 %, В — 0,0038...0,0040 % является тот факт, что, несмотря на наличие, кроме игольчатого феррита (около 80 %), достаточно широких прослоек зернограничного полигонального феррита (6...12 %, на периферийных участках — до 15 %) выделения

МАК-фазы на их границах, в том числе на участках повторного нагрева внутреннего шва, отсутствуют (рис. 4, ж, з, л). Зерна игольчатого феррита в большинстве своем близки к равноосным (с коэффициентом формы $\chi = 1,1...1,5$). Присутствующие в небольшом количестве более вытянутые ($\chi = 7-8$) ферритные зерна разориентированы, поэтому участки металла со сходной ориентацией структуры крайне редки (рис. 5, в). Близкий характер микроструктуры присущ и металлу шва трубы Д из стали Х80, в котором массовая доля молибдена находится в пределах 0,010...0,13 %, а ниобий содержится в количестве 0,021 %.

В табл. 2 приведены результаты испытаний образцов сварных соединений труб с надрезом по центру шва, вырезанных из наружного шва, вы-



полненного последним (образцы НШ) и из зоны пересечения наружного и внутреннего швов (образцы ПШ). Схема вырезки образцов и нанесения надрезов приведена на рис. 2, а. Как видно из табл. 2, уровень ударной вязкости металла швов исследованных труб, в общем случае, достаточно высок. Это обусловлено, в первую очередь, применением современных сварочных материалов: агломерированного алюминатного флюса небольшой основности и сварочных проволок с Mo, Ni, Ti, В. Оптимальное сочетание этих элементов обеспечивает преимущественное формирование в металле швов структуры игольчатого феррита с высокими вязкими характеристиками (табл. 2, трубы В, Г). Вместе с тем, чрезмерное легирование шва трубы А молибденом (0,35 %) и Nb (0,039 %), сопровождающееся, как отмечалось, появлением в структуре участков верхнего бейнита и сегрегаций углеродистых фаз по границам кристаллитов, снижает показатели его ударной вязкости (табл. 2, труба А, образцы НШ).

Еще большее снижение показателей вязкости отмечается в случае, когда испытываемое сечение ударного образца трубы А с повышенным Mo и Nb включает участок металла внутреннего шва с неблагоприятной структурой, подвергшийся повторному нагреву при сварке наружного шва (табл. 2, образец ПШ). Для швов с меньшей долей молибдена и ниобия (табл. 2, трубы В и Г) снижение ударной вязкости при испытании таких образцов проявляется в значительно меньшей мере.

Фрактографические исследования поверхности разрушения ударных образцов с надрезом по оси шва показали, что металл шва при повышенном содержании молибдена, ниобия и марганца (труба А) даже при температуре минус 10 °С, в основном, разрушается по квазихрупкому механиз-

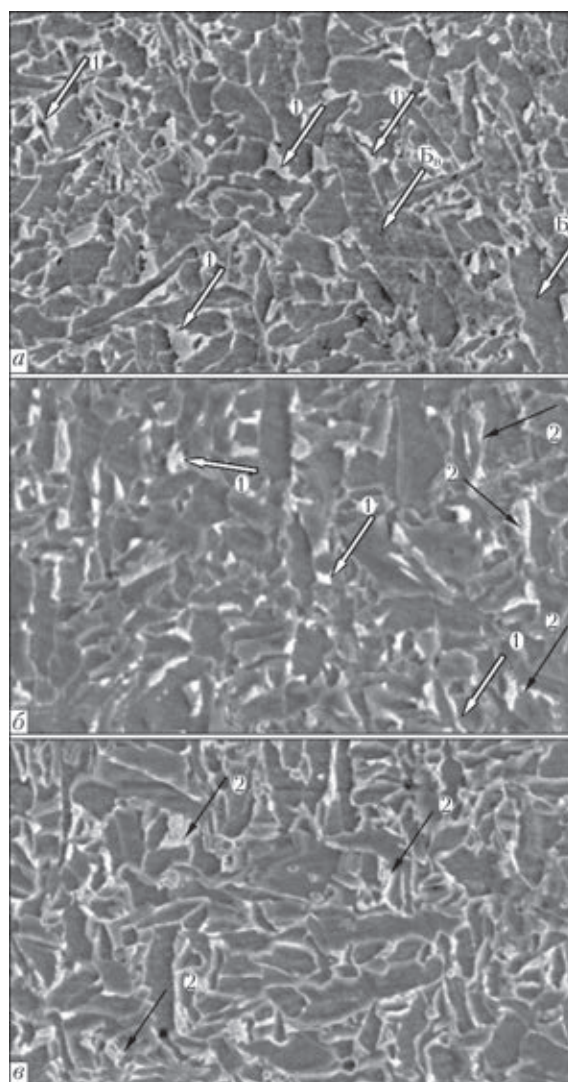


Рис. 5. Морфология и топография МАК-фазы в металле наружных швов с различным содержанием молибдена и ниобия ($\times 3000$, растровая микроскопия): а — труба А; б — В; в — Г; 1 — мартенситно-аустенитный комплекс (светлая стрелка); 2 — МАК-фаза (темная стрелка)

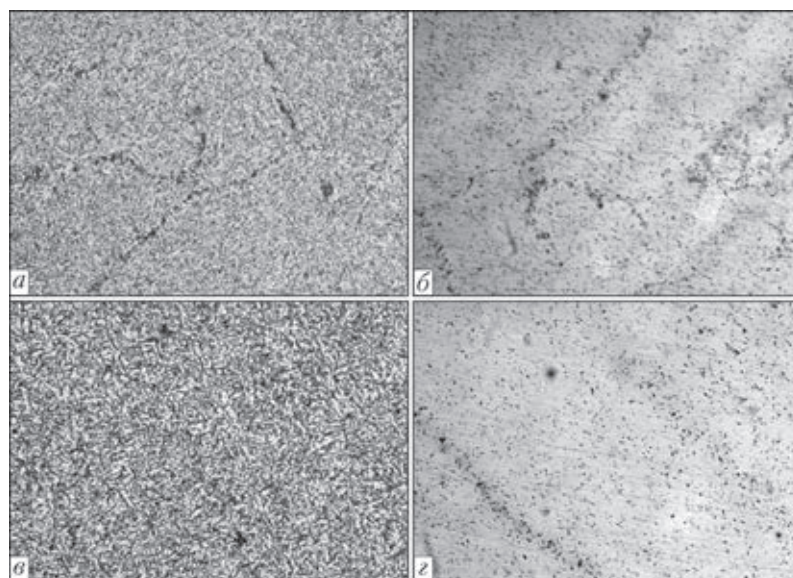


Рис. 6. Характерная микроструктура металла внутреннего шва в зоне повторного нагрева сварного соединения труб из стали с различным содержанием ниобия и молибдена: а, б — труба А; в, г — В



му, при этом на небольших вязких участках поверхности разрушения наблюдаются удлиненные гладкие (квазихрупкие) участки, соответствующие прослойкам дозвтектоидного зернограницного полигонального феррита с границами, обогащенными углеродистыми выделениями, отмеченными ранее при рассмотрении результатов металлографических исследований. В случае ограниченного легирования металла шва (трубы В, Г) доля участков вязкого разрушения при минус 40 °С находится в пределах от 10 до 50 %. При этом вязкие участки располагаются под надрезом ударных образцов, а их протяженность составляет не менее 2 мм, что и предопределяет высокие значения ударной вязкости.

Таким образом, результаты проведенных исследований подтвердили отрицательное влияние на структурные характеристики металла шва и зоны термического влияния сварных соединений труб повышенного (в стали более 0,05 %; в шве более 0,03 %) содержания ниобия, которое усиливается в присутствии молибдена. Учитывая склонность ниобия, подобно сере, к сегрегации, дополнительное легирование молибденом, снижающим температуру превращения, приводит к образованию в металле сварных соединений неблагоприятных структурных составляющих и фаз, а также к их скоплениям по границам зерен. При таком количестве ниобия и молибдена в металле ЗКЗ формируются пакеты бейнитной структуры с более грубой углеродистой фазой речной морфологии, а по границам бывших аустенитных зерен, особенно в зонах повторного нагрева, выделяются скопления МАК-фазы и карбидов.

В металле швов, содержащем массовую долю Мо более 0,3 % и Nb более 0,03 % при марганце на уровне 1,6 % и выше, образуются участки верхнего бейнита, увеличивается протяженность полигонизационных границ и количество выделе-

ний МАК-фазы по границам зерен, а также повышается доля мартенсита в составе этой структурной составляющей. Такие структурные изменения металла шва, как и в металле ЗТВ, в большей мере проявляются в зонах повторного нагрева.

По этой причине для обеспечения высокой ударной вязкости и трещиностойкости металла сварных соединений при сварке труб из высокопрочной микролегированной стали необходимо ограничивать содержание в стали ниобия ($\leq 0,05$ %) и молибдена ($\leq 0,20$ %), а также использовать сварочные материалы, обеспечивающие массовую долю молибдена в шве не более 0,30 %.

1. Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб магистральных трубопроводов: состояние и тенденции развития // Металлург. – 2006. – № 5. – С. 54–56.
2. Эфрон Л.И., Настич С.Ю. Состояние производства листового и рулонного проката для спиральношовных труб категорий прочности до X100 // ОАО «Черметинформация». Бюллетень «Черная металлургия». – 2006. – № 11. – С. 68–81.
3. Высокопрочные трубные стали нового поколения с ферритно-бейнитной структурой / Ю.Д. Морозов, М.Ю. Матросов, С.Ю. Настич, А.Б. Арабей // Металлург. – 2008. – № 8. – С. 39–42.
4. *Strategies for third-generation advanced high-strength steel development* / E. De Moor, P.J. Gibbs, J.G. Speer et al. // Iron and Steel Technology. – 2010. – № 11. – P. 133–144.
5. Hamada M., Fukada Y., Komizo Y. Microstructure and precipitation behavior in heat affected zone of C–Mn microalloyed steel containing Nb, V and Ti // ISIJ Int. – 1995. – 35, № 10. – P. 1196–1201.
6. Graf M., Niederhoff K. Toughness behavior of the heat-affected zone (HAZ) in submerged-arc welded large-diameter pipe (Pipeline technology conference, Oostende (Belgium), 15–18 Oct. 1990. – P. 131–139.
7. The effect of vanadium and niobium on the properties and microstructure of the intercritically reheated coarse grained heat affected zone in low carbon microalloyed steels / Y. Li, D.N. Crowther, M.J.W. Green et al. // ISIJ International. – 2001. – 41, № 1. – P. 46–55.
8. Рыбаков А.А. Современное состояние производства труб большого диаметра для магистральных трубопроводов // Обеспечение эксплуатационной надежности систем трубопроводного транспорта: Сб. докл. научн.-техн. семинара, Киев, 10–11 июня 2009. – Киев: НТК «ИЭС им. Е.О. Патона» НАНУ. – С.48–52.

Поступила в редакцию 14.12.2014

VII Международная конференция «ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ»

14–18 сентября 2015

Одесса, отель «Курортный»

www.pwi-scientists.com/rus/ltwmp2015

E-mail: journal@paton.kiev.ua

тел./факс: (38044) 200-82-77



АСИНХРОННЫЕ ВОЗБУДИТЕЛИ И СТАБИЛИЗАТОРЫ ДУГИ. АНАЛИЗ И МЕТОДИКА РАСЧЕТА. Ч.1

Н.М. МАХЛИН¹, А.Е. КОРОТЫНСКИЙ²

¹ ГП «НИЦ СКАЭ ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины». 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11.

E-mail: electro@paton.kiev.ua

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

Рассмотрены вопросы схемотехники и анализа процессов в электронных вольтодобавочных устройствах асинхронного типа с последовательным включением в цепь основной или вспомогательной («дежурной») дуги, имеющих конфигурацию формирующего контура, в котором емкостной накопитель и индуктивность первичной обмотки импульсного повышающего трансформатора соединены последовательно, а коммутирующий ключ контура подключен параллельно этому соединению. В первой части работы описаны схемотехнические решения входящих в состав асинхронных возбудителей и стабилизаторов процесса горения дуги зарядных устройств на основе ключевой схемы с дозирующим реактором и диодно-конденсаторного умножителя напряжения. Анализ процесса горения дуги в цепях этих функциональных узлов асинхронных возбудителей и стабилизаторов выполнен с использованием решений известных в теоретической электротехнике уравнений. Предложены базирующаяся на этих решениях инженерная методика расчета основных компонентов зарядных устройств асинхронных возбудителей и стабилизаторов процесса горения дуги, а также рекомендации по выбору их элементной базы. Библиогр. 29, табл. 3, рис. 9.

Ключевые слова: дуговая и плазменная сварка, первоначальное возбуждение дуги, повторные зажигания дуги, электронные возбудители дуги, искровой разряд, последовательное включение, методика расчета, рекомендации

В последние десятилетия среди электронных вольтодобавочных устройств, получивших название возбудителей и стабилизаторов дуги и предназначенных для инициирования стационарного дугового разряда путем ионизации межэлектродного промежутка за счет инжекции в него импульсов высокого напряжения, все большее распространение находят устройства асинхронного типа с последовательным включением в цепь основной или вспомогательной («дежурной») дуги. Отличительными особенностями таких устройств являются:

- постоянство энергии и амплитуды выходных высоковольтных импульсов независимо от моментов периодических включений коммутирующего ключа генераторной части устройств;
- конфигурация формирующего контура, согласно которой коммутирующий полупроводниковый ключ подключен параллельно последовательному соединению индуктивности L и емкости C контура;
- во многих случаях отдельные цепи импульсного аperiodического заряда емкости C с использованием повышенного (по отношению к напряжению питания устройства) напряжения постоянного тока и разряда (перезаряда) этой емкости, сопровождаемого переходным затухающим процессом при каждом включении коммутирующего ключа формирующего контура;
- заметно более высокий КПД, чем у возбудителей и стабилизаторов дуги, у которых формирующий контур представляет собой последо-

вательное соединение коммутирующего ключа и реактивных элементов (L и C);

- возможность в ряде случаев обеспечения универсальности по роду напряжения питания (входного напряжения).

Существует значительное количество работ, посвященных импульсным устройствам, принцип действия которых базируется на зарядно-разрядных циклах емкостных накопителей электрической энергии. Теоретические основы зарядных цепей таких накопителей энергии наиболее полно и подробно рассмотрены в фундаментальной работе [1]. Вместе с тем в немногих работах, например [2–4], посвященных асинхронным возбудителям и стабилизаторам дуги (АВСД), вопросы анализа электромагнитных процессов в устройствах этой группы, их схемотехники и расчета рассмотрены фрагментарно и в недостаточном для практического использования объеме, что вызывает определенные затруднения при разработке и проектировании АВСД.

Цель настоящей работы — рассмотрение и анализ процессов в АВСД с использованием известных в теоретической электротехнике методов исследования линейных цепей и выработка рекомендаций по расчету и выбору компонентов устройств этой группы, вытекающих из результатов их анализа и опыта разработки, изготовления и практического применения.

Особенности схемотехники, анализа и расчета функциональных узлов АВСД. АВСД от-



носятся к импульсным устройствам, обеспечивающим в периодическом режиме накопление электрической энергии и ее последующий расход путем электрического разряда для создания или удержания плазмы.

Как и в большинстве устройств с импульсным расходом энергии, в АВСД для аккумуляции электрической энергии применяют ее емкостные накопители, преимуществами которых являются простота осуществления коммутаций при их заряде и разряде, а также возможность контролируемого дозирования накопленной энергии путем стабилизации уровня напряжения заряда [1].

Использование емкостных накопителей обуславливает обязательное наличие в структуре АВСД зарядного устройства (ЗУ). Помимо ЗУ, в базовую структуру АВСД входят генератор импульсов повышенного напряжения (ГИН) со схемой управления и устройство ввода высоковольтных импульсов (УВВИ) в цепь основной или вспомогательной дуги (рис. 1).

Существующее в настоящее время многообразие схемных решений ЗУ и протекающих в них процессов дает основания считать, что для построения ЗУ в АВСД возможно использование:

- импульсного преобразования напряжения постоянного тока с помощью полупроводниковых инверторов, конверторов DC-DC повышающего типа, преобразователей на базе схемы Поликарпова (часто именуемой схемой Кука), Лю-преобразователей, ключевых схем с дозирующими реакторами;

- выпрямления и повышения (умножения) входного напряжения однофазного переменного тока до требуемого уровня напряжения заряда емкостного накопителя ГИН с помощью устройств, выполненных по схеме диодно-емкостных ум-

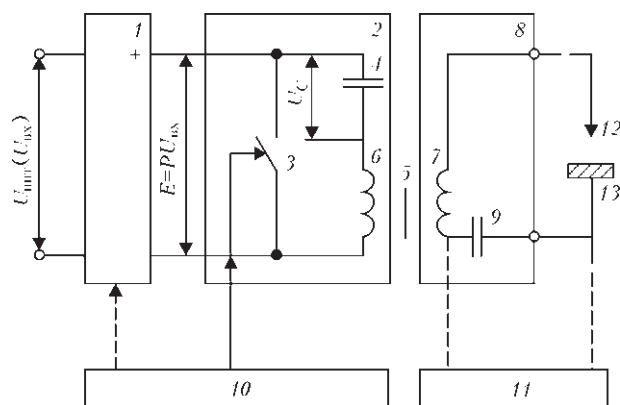


Рис. 1. Структурная схема АВСД: 1 — ЗУ повышающего типа; 2 — ГИН; 3 — входящий в состав ГИН полупроводниковый коммутирующий ключ; 4 — конденсатор формирующего контура ГИН; 5 — импульсный повышающий трансформатор с первичной 6 и вторичной 7 обмотками; 8 — УВВИ в цепь дуги; 9 — защитный (блокировочный) конденсатор УВВИ; 10 — схема управления АВСД; 11 — источник питания дуги; 12 — электрод; 13 — свариваемое изделие

ножителей напряжения, например, по схеме Кокрофта–Уолтона;

- метода резонансной накачки.

Процессы в ЗУ с инверторами рассмотрены в работах [1, 5, 6 и др.], анализ и основы расчета полупроводниковых конверторов DC-DC и преобразователей на базе схемы Поликарпова (Кука) приведены в работах [5–8], Лю-преобразователей — в работе [9]. Наиболее существенным и общим топологическим признаком всех без исключения импульсных преобразователей постоянного тока является обязательное наличие в их составе одного или нескольких индуктивных накопителей, а также управляемых полупроводниковых ключей и их контроллеров, обеспечивающих формирование управляющих сигналов широтно-импульсной или частотно-импульсной модуляции с учетом сигналов обратной связи по выходному напряжению или току. Это обуславливает определенную схемотехническую сложность таких преобразователей и значительное количество необходимых компонентов, что неизбежно отражается на надежности и стоимости ЗУ и АВСД в целом.

ЗУ на основе ключевых схем с дозирующими реакторами. Из известных полупроводниковых импульсных преобразователей напряжения постоянного тока наибольшей простотой схемы и наименьшим количеством ее элементов, а следовательно, и наименьшей стоимостью обладают ЗУ на основе ключевых схем с дозирующими реакторами. Следует отметить, что одно из преимуществ таких ЗУ заключается в постоянстве потребляемой мощности при условии обеспечения полного разряда дозирующих реакторов [1].

Несколько упрощенная электрическая принципиальная схема АВСД с ЗУ, построенным на основе ключевой схемы с дозирующим реактором, приведена на рис. 2, а. В таком ЗУ заряд емкостного накопителя (конденсатор C2) формирующего контура ГИН осуществляется за несколько двухстадийных циклов переключения транзисторного ключа VT1.

В первой стадии каждого цикла, на протяжении которой транзисторный ключ VT1 находится в открытом (включенном) состоянии, происходит аккумуляция энергии в индуктивном накопителе (дресселе) L1. Схема замещения ЗУ для этой стадии его работы приведена на рис. 2, б. В течение первой стадии ток i_L через реактор (дрессель) L1 и ток i_T через транзисторный ключ VT1 нарастают от нуля до амплитудного значения I_m , а процесс заряда дресселя L1 для тока i_L и напряжения u_L описывается уравнениями [10], решениями которых являются

$$i_L = i_T = \frac{U_{\text{BX}}}{R} \left(1 - e^{-\frac{R}{L}t} \right), u_L = U_{\text{BX}} e^{-\frac{R}{L}t}, \quad (1)$$

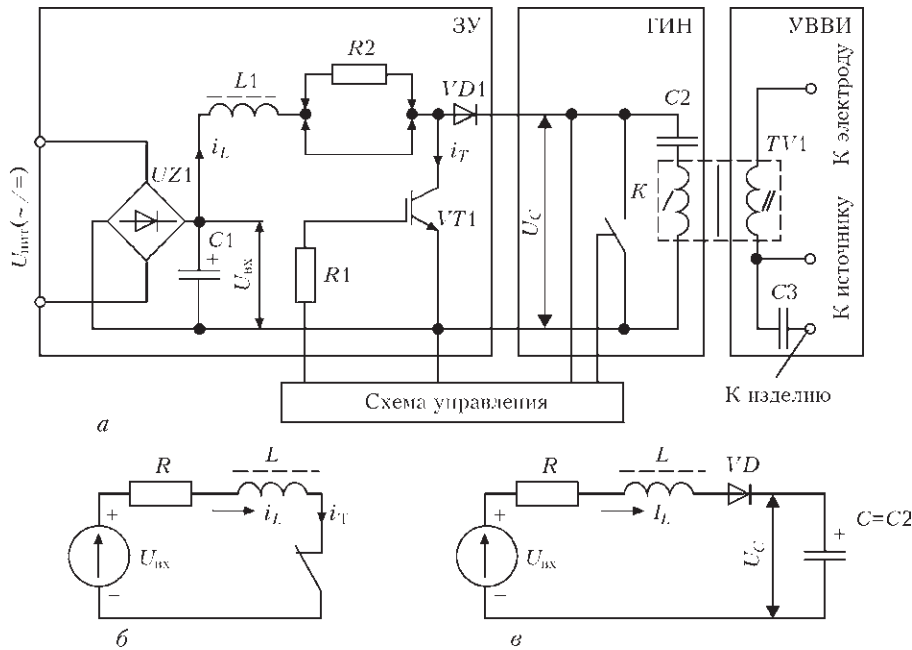


Рис. 2. Электрическая принципиальная схема ABCD с ЗУ на основе ключевой схемы с дозирующим реактором (а) и схемы замещения ЗУ для интервала времени, соответствующего длительности открытого (б) и закрытого (в) состояния транзисторного ключа ЗУ

где $U_{\text{вх}}$ — напряжение питания постоянного тока (напряжение на конденсаторе $C1$); $R = R_L + ESR_{C1} + R_{\text{к-э}} + R_{\text{доп}}$ — активное сопротивление цепи заряда дросселя $L1$; R_L — активное сопротивление дросселя $L1$; ESR_{C1} — эквивалентное активное последовательное сопротивление конденсатора $C1$; $R_{\text{к-э}}$ — активное сопротивление коллектор-эмиттер транзистора $VT1$ в его открытом состоянии; $R_{\text{доп}}$ — активное сопротивление дополнительного токоограничивающего резистора ($R2$); L — индуктивность реактора (дросселя) $L1$.

Необходимость введения дополнительного токоограничивающего резистора $R_{\text{доп}}$ (рис. 2, а, резистор $R2$) вытекает из того, что, как показано в [1], при его отсутствии условие постоянства потребляемой мощности для первого момента заряда емкостного накопителя (конденсатора $C2$) невыполнимо. Кроме того, поскольку значения R_L и дифференциального сопротивления диода $VD1$ в его открытом состоянии (состоянии проводимости) очень малы, то в рассматриваемой схеме ABCD принципиально невозможно обеспечить ограничение тока заряда емкостного накопителя формирующего контура ГИН путем воздействия на управляющий вход транзисторного ключа $VT1$. Вместе с тем очевидно, что введение дополнительного токоограничивающего резистора $R_{\text{доп}}$ несколько ухудшает энергетические показатели ЗУ.

Наибольшее (амплитудное) значение тока I_m , которое достигается при протекании тока $i_L = i_T$ в интервале времени, соответствующем открытому состоянию транзисторного ключа ЗУ, определяют по соотношению

$$I_m = \frac{U_{\text{вх}} D}{L f_{\text{т.к}}}, \quad (2)$$

где D — относительная длительность открытого состояния транзисторного ключа ЗУ в течение периода $T_{\text{т.к}}$ каждого цикла коммутации; $f_{\text{т.к}} = 1/T_{\text{т.к}}$ — частота циклов коммутации транзисторного ключа ЗУ.

В начале второй стадии каждого цикла транзисторный ключ $VT1$ (рис. 2, а) переходит в закрытое состояние и аккумулированная в индуктивном накопителе $L1$ доза энергии

$$\Delta W = \int_0^{\tau_n} (u_L i_L) dt = LI_m^2 / 2 = \text{const}, \quad (3)$$

где τ_n — длительность импульса, в течение которой в дросселе $L1$ накапливается энергия и начинает поступать в емкостной накопитель ГИН (конденсатор $C2$). Схема замещения ЗУ для второй стадии зарядно-разрядного цикла индуктивного накопителя L приведена на рис. 2, в.

Для осуществления аккумуляции энергии в индуктивном накопителе L и его полного разряда в течение второй стадии каждого цикла на частоту $f_{\text{т.к}}$ коммутации транзисторного ключа ЗУ накладывается обоснованное в работе [1] условие

$$f_{\text{т.к}} \leq \frac{1}{1,57\sqrt{LC} + LI_m / U_{\text{вх}}}, \quad (4)$$

где C — емкость конденсатора (емкостного накопителя) формирующего контура ГИН.

Так как для ABCD обычно, кроме значения энергии импульсов, заданными являются значения напряжения заряда U_{C0} емкостного накопителя ГИН (см. рис. 2, а, конденсатор $C2$) и длитель-



ность его заряда t_3 , которая должна удовлетворять условию

$$t_3 \leq \frac{1}{f_{\text{и}}}, \quad (5)$$

то значение энергии W_C , накопление которой должно обеспечиваться за интервал времени t_3 , составляет

$$W_C = \frac{CU_{C0}^2}{2} = n\Delta W = \frac{LI_m^2}{2} t_{3\text{т.к}} f, \quad (6)$$

где $f_{\text{и}}$ — частота включений коммутирующего ключа ГИН (см. рис. 2, а, ключ K); $n = t_3/T_{\text{т.к}} = t_3 f_{\text{т.к}}$ — количество циклов коммутации транзисторного ключа ЗУ (см. рис. 2, а, транзистор $VT1$) за интервал времени t_3 .

Из решения известных уравнений с ненулевыми начальными условиями [10, 11] для схемы замещения, приведенной на рис. 2, в, следует, что во второй части цикла в течение длительности импульса полного разряда индуктивного накопителя ЗУ τ_p напряжение u_L на этом накопителе в момент начала n -го импульса определяется как

$$-u_L = -(U_{C\,n-1} + U_{\text{вх}}), \quad (7)$$

где $U_{C\,n-1}$ — напряжение на емкостном накопителе ГИН перед началом n -го импульса, а в момент окончания n -го импульса по формуле

$$-u_L = -(U_{C\,n-1} + U_{\text{вх}}) / e^{-\frac{R}{L}\tau_p}. \quad (8)$$

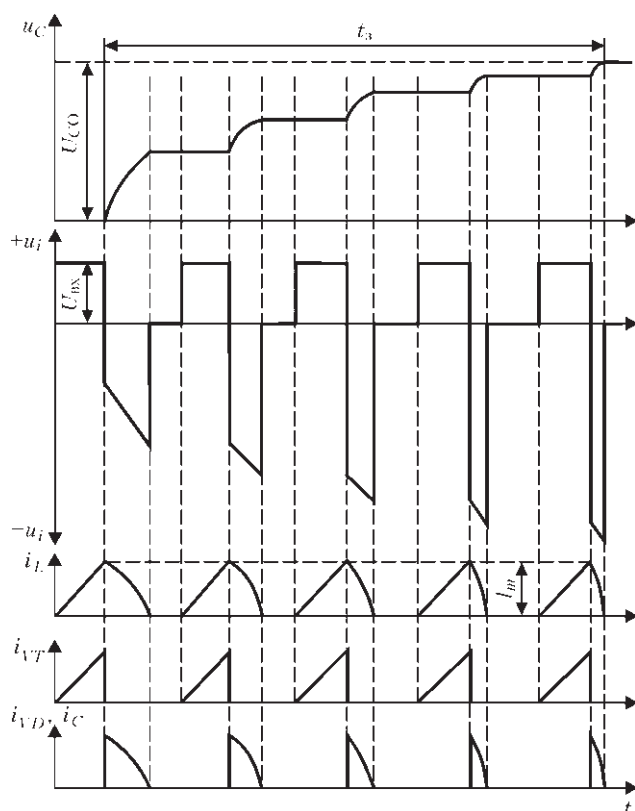


Рис. 3. Эпюры напряжений и токов в цепях ЗУ на основе ключевой схемы с дозирующим реактором

Согласно работе [1] напряжение $U_{C\,n-1}$ можно определить по выражению

$$U_{C\,n-1} = \sqrt{\frac{L}{C(n-1)}}, \quad (9)$$

мгновенное значение тока заряда i_C емкостного накопителя ГИН для n -го импульса по формуле

$$i_C(\tau) = I_m (\cos \omega_0 \tau - \sqrt{n-1} \sin \omega_0 \tau), \quad (10)$$

длительность τ_p по выражению

$$\tau_p = \sqrt{LC} (1,57 - \arctg \sqrt{n-1}), \quad (11)$$

где τ — время, отсчитываемое от момента начала n -го импульса; $\omega_0 = 1/\sqrt{LC}$ — собственная частота LCR-контура заряда емкостного накопителя ГИН.

На рис. 3 представлены эпюры токов i_L и i_{VT} , протекающих через индуктивный накопитель и транзисторный ключ ЗУ соответственно, ток заряда i_C емкостного накопителя ГИН (ток i_{VD} через отсекающий диод) и напряжения u_C на этом накопителе. Из выражений (7)–(11) и рис. 3 вытекает, что по мере повышения напряжения u_C на емкостном накопителе ГИН длительность τ_p импульсов зарядного тока i_C и разность напряжений $\Delta U_C = U_{C\,n} - U_{C\,n-1}$ постепенно уменьшаются. Процессы аккумуляции энергии в индуктивном накопителе ЗУ и его полного разряда, повторяющиеся с частотой $f_{\text{т.к}}$, продолжаются до момента, пока напряжение на емкостном накопителе ГИН не достигнет заданного значения U_{C0} , после чего в ГИН осуществляется разряд (перезаряд) последнего без отключения цепи его заряда. Во избежание заряда емкостного накопителя ГИН до значений напряжения U_C , превышающих допустимые, в момент прекращения генерации выходных импульсов АВСД напряжение его питания или напряжение $U_{\text{вх}}$ должно быть отключено.

Для схемы ЗУ, приведенной на рис. 2, а, действующее значение тока $I_{\text{п}}$, потребляемого таким АВСД, может быть определено по соотношению

$$I_{\text{п}} = \frac{U_{\text{вх}}}{4,9 L f_{\text{т.к}}}, \quad (12)$$

а необходимое для обеспечения заряда емкостного накопителя ГИН амплитудное значение тока I_m (при заданных значениях U_{C0} и t_3) по выражению

$$I_m = \sqrt{\frac{C}{L t_3 f_{\text{т.к}}}} U_{C0} = \sqrt{\frac{C}{L n}} U_{C0}. \quad (13)$$

К достоинствам ЗУ, построенным на основе ключевой схемы с дозирующим реактором (см. рис. 2, а), следует отнести практическое отсутствие ограничений по уровню входного напряжения $U_{\text{вх}}$ (в большинстве случаев составляющем от 50 до 350 В), а также инвариантность таких ЗУ по роду питающего АВСД напряжения. При этом нормальное функционирование ЗУ при питании



Таблица 1. Расчетные значения запасаемой энергии импульсов (Дж) в зависимости от емкости формирующего контура ГИН

U_{C0} , В	C , мкФ										
	0,05	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,40	0,50	0,60	0,70	0,80
600	0,278	0,556	0,833	1,111	1,389	1,667	2,222	2,778	3,333	3,889	4,444
650	0,237	0,473	0,710	0,997	1,183	1,420	1,893	2,367	2,840	3,314	3,787
700	0,204	0,408	0,612	0,816	1,020	1,224	1,633	2,041	2,449	2,857	3,265
750	0,178	0,356	0,533	0,711	0,889	1,067	1,422	1,778	2,133	2,489	2,844
800	0,156	0,313	0,469	0,625	0,781	0,938	1,250	1,563	1,875	2,188	2,500

АВСД напряжением переменного тока не зависит от его частоты. Если же для питания АВСД предусматривается использование только напряжения постоянного тока, то наличие в схеме, приведенной на рис. 2, а, выпрямителя $UZ1$ и буферного конденсатора $C1$ не является принципиально обязательным.

Вместе с тем на практике в ЗУ, построенных на основе ключевой схемы с дозирующим реактором, существуют определенные ограничения на уровень напряжения полного заряда U_{C0} емкостного накопителя ГИН, вызванные тем, что рост U_{C0} неизбежно предопределяет и ужесточает требования к максимально допустимым значениям напряжения коллектор-эмиттер ($U_{К-Э \text{ макс}}$) транзисторного ключа $VT1$ (см. рис. 2, а) и напряжения на коммутирующем ключе K формирующего контура ГИН в закрытом состоянии этих ключей, обратного напряжения диода $VD1$ и напряжений на пассивных элементах АВСД. И хотя достижение высоких уровней U_{C0} принципиально возможно, исходя из опыта создания и применения АВСД, доступной номенклатуры ключевых полупроводниковых приборов и их стоимостных показателей рекомендуемые значения U_{C0} составляют от 600 до 800 В.

При заданных значениях запасаемой энергии импульсов W_C , напряжений $U_{вх}$ и U_{C0} , частоты $f_{и}$ или периода $T_{и}$ ($f_{и} = 1/T_{и}$) включений коммутирующего ключа ГИН инженерный расчет основных компонентов ЗУ, построенного на основе ключевой схемы с дозирующим реактором, можно выполнить в следующем порядке.

1. Минимально необходимое значение емкости C формирующего контура ГИН (см. рис. 2, а, емкость конденсатора $C2$) определяют с помощью соотношения (6) и значений, приведенных в табл. 1:

$$C \geq \frac{2W_C}{U_{C0}^2}. \quad (14)$$

В соответствии с ранее проведенными исследованиями и полученными экспериментальными

данными в зависимости от назначения АВСД рекомендуемыми значениями запасаемой энергии импульсов W_C являются (0,05...0,50) Дж для возбуждителей дуги и (0,20...0,80) Дж для импульсной стабилизации процесса горения дуги переменного тока [2, 3, 12].

По определенным согласно (14) или табл. 1 расчетным значениям емкости конденсатора $C2$ (см. рис. 2, а) выбирают ближайшее (с округлением в большую сторону) значение из ряда (0,10; 0,15; 0,22; 0,33; 0,47; 0,68; 1,00; 1,50 мкФ). При этом необходимое значение C может быть получено за счет диссипативного (параллельного) включения двух – четырех конденсаторов с полиэтиленовым или поликарбонатным диэлектриком, характеристики и параметры которых соответствуют рекомендациям, приведенным в [13] (например, конденсаторов серии РРА или РРВ фирмы «ICEЛ»).

2. С учетом условия (4) и в зависимости от заданных значений частоты $f_{и}$ или периода $T_{и}$ ($f_{и} = 1/T_{и}$) включений коммутирующего ключа ГИН (частоты или периода следования выходных импульсов АВСД) и энергии импульсов W_C принимают значение числа n , определяющего согласно (7) количество доз энергии ΔW_C , накопление которых обеспечивает полный заряд емкостного накопителя ГИН до уровня U_{C0} за интервал времени t_3 . Рекомендуемые значения n приведены в табл. 2.

3. Исходя из выражений (2), (5) и (6), выбранного согласно табл. 2 числа $n = W_C/W_C = t_3/T_{т.к} = t_3 f_{т.к}$, определяют амплитудное значение протекающего через реактор тока I_m и относительную длительность D открытого состояния транзисторного ключа ЗУ. Согласно результатам проведенных исследований и экспериментальным данным в зависимости от заданных значений W_C , $U_{вх}$ или U_{C0} , $f_{и}$ рекомендуемые значения I_m составляют от 2,2 до 3,2 А, а значения D — от 0,24 до 0,30, при этом выбираемые в отмеченных диапазонах значения I_m и D должны возрастать с увеличением значений $U_{вх}$ или уменьшением значений числа n .

Таблица 2. Рекомендуемые значения числа n в зависимости от $f_{и}$ и W_C

$f_{и}$, Гц	W_C , Дж										
	0,05	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,40	0,50	0,60	0,70	0,80
От 50 до 100	1	2	3	4	5	6	8	8	9	10	10
Свыше 100 до 120	1	2	3	4	5	6	6; 7	8	8	8	8
Свыше 120 до 200	1	2	2	3	3	3; 4	4; 5	5	5	5	5



4. Принимая, что индуктивность дозирующего реактора $L1$ (см. рис. 2, а) линейна и не зависит от протекающего через реактор тока i_L и используя рассчитанные или выбранные значения I_m , n и D , а также заданные значения U_{BX} и W_C с учетом (2) определяют L по выражению

$$L = \frac{U_{BX} D}{I_m^2 f_{T.K}}, \quad (15)$$

а с учетом (6)

$$L = \frac{2W_C}{I_m^2 n}. \quad (16)$$

Графики зависимости $L = f(U_{BX}, I_m, D, f_{T.K})$ иллюстрирует рис. 4.

Рекомендуемые значения индуктивности дозирующего реактора $L1$, вытекающие из табл. 2, диапазона рекомендуемых значений I_m , выражений (15), (16), а также опыта создания и применения в АВСД ЗУ на основе ключевой схемы с дозирующим реактором, приведены на рис. 5.

Теоретическим основам, анализу процессов и методикам электромагнитного и конструктивного расчетов индуктивных элементов с ферромагнитными сердечниками, в том числе дросселей ультранизких, низких и средних частот, посвящено множество работ, например [14–17], согласно которым по совокупности электромагнитных и массогабаритных показателей для дозирующего реактора ЗУ наиболее рациональной является конструкция броневого типа. Такая конструкция

может быть построена на базе сердечников из стандартных Ш-образных пластин или ленточных магнитопроводов из тонколистовой холоднокатаной анизотропной электротехнической стали марок 3411...3414, при этом длина суммарного диамангнитного зазора в сердечнике дозирующего реактора должна составлять (1,05...1,50) мм.

5. После определения индуктивности дозирующего реактора $L1$ следует уточнить расчетное амплитудное значение тока I_m , для чего используем выражение (2) или (13).

6. При определении сопротивления R резистора $R2$ (см. рис. 2, а) учитывают, что, во-первых, так как $R_{доп} \gg R_L + ESR_{C1} + R_{ТО}$, то $R \approx R_{доп}$, а, во-вторых, для получения при заряде дозирующего реактора $L1$ линейной зависимости $i_L = f(t)$ путем использования начального (практически линейного) участка экспоненты должно выполняться условие

$$L/R > \tau_3. \quad (17)$$

Принимая $L/R \gg 1/f_{и}$ и с учетом результатов расчетов, экспериментальных данных и рекомендуемых значений $f_{T.K}$, I_m , U_{C0} и L , рекомендуемые значения сопротивления резистора $R2$ составляют от 6 до 22 Ом, причем они тем больше, чем больше значение U_{BX} или чем меньше значение $f_{T.K}$.

Большее значение мощности рассеяния $P_{R2 \text{ макс}}$, выделяемой в резисторе $R2$ в течение первых двух циклов заряда-разряда дозирующего реактора $L1$, можно определить по выражению

$$P_{R2 \text{ макс}} = I_{T.д}^2 R2 = I_m^2 D R2, \quad (18)$$

где $I_{T.д} = I_T / \sqrt{1/D}$ — действующее значение тока i_L , протекающего через резистор $R2$. Так как с ростом U_C (см. рис. 3) ток разряда дозирующего реактора $L1$ в каждом последующем цикле снижается, то к моменту окончания заряда емкостного

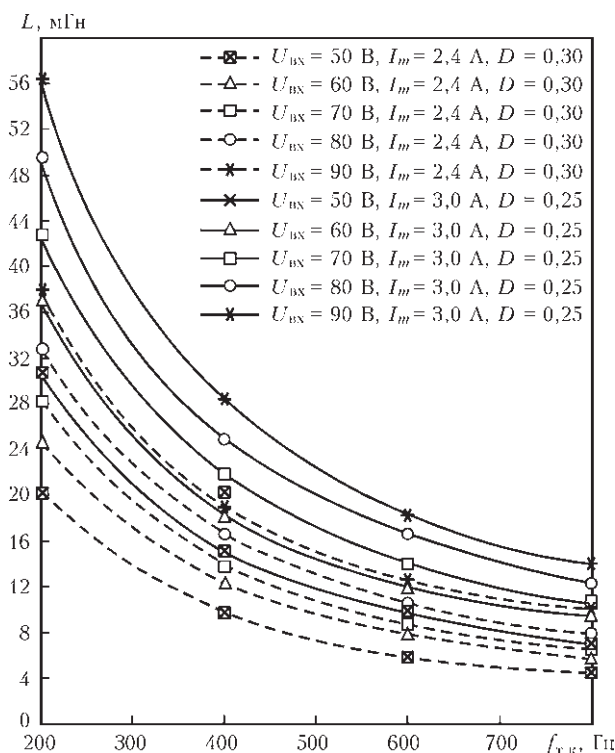


Рис. 4. Графики зависимости индуктивности дозирующего реактора $L = f(U_{BX}, I_m, D, f_{T.K})$

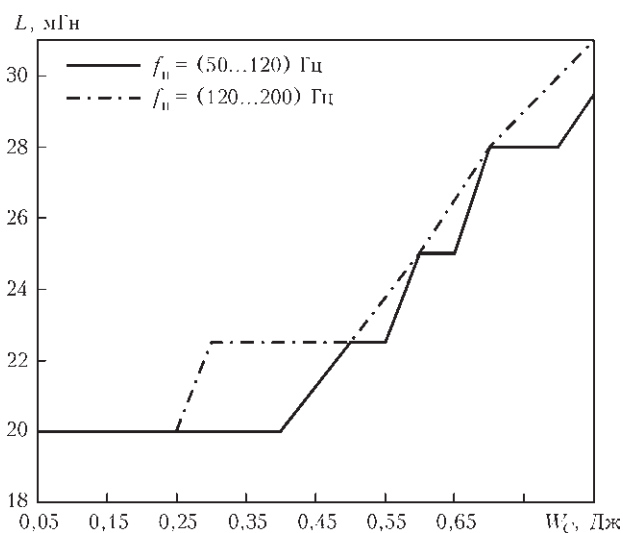


Рис. 5. Рекомендуемые значения индуктивности дросселя ЗУ на основе ключевой схемы с дозирующим реактором при $U_{C0} = (700 \pm 100) \text{ В}$



накопителя ГИН выделяемая в резисторе R_2 мощность $P_{R_2 \text{ мин}}$ определяется как

$$P_{R_2 \text{ мин}} \approx 0,5 I_m^2 D R_2. \quad (19)$$

Из (18) и (19) следует, что среднее значение мощности P_{R_2} , выделяемой в резисторе R_2 :

$$P_{R_2} \approx 0,75 I_m^2 D R_2. \quad (20)$$

Если АВСД предназначен для стабилизации процесса горения дуги переменного тока, то номинальную мощность $P_{R_2 \text{ ном}}$ резистора R_2 выбираем из условия

$$P_{R_2 \text{ ном}} \geq 1,67 P_{R_2}, \quad (21)$$

в случае же применения АВСД только для первоначального возбуждения дуги постоянного тока значение номинальной мощности резистора R_2 может быть существенно снижено по сравнению со значением, рассчитанным согласно (21), и должно составлять (6...10) Вт.

В качестве резистора R_2 целесообразно применять мощные резисторы серии С5–35 или серий SPS, SQZ, SQHG [18].

7. При выборе транзистора ключа ЗУ (см. рис. 2, а, транзистор VT1) исходят из того, что согласно (5) и табл. 2 частота $f_{\text{Т.К}}$ переключений этого ключа не превышает 1000 Гц, максимальное значение напряжения коллектор-эмиттер $U_{\text{К-Э}} \approx U_{\text{C0}}$, а максимальное значение тока коллектора $I_{\text{К}} \approx I_m$. Из этого следует, что для использования в качестве транзисторного ключа ЗУ наиболее подходят IGBT-транзисторы, у которых

$$U_{\text{К-Э макс}} \geq 1,2 U_{\text{C0}}, I_{\text{К макс}} \geq 1,5 I_m, \quad (22)$$

$$I_{\text{К,и макс}} \geq 1,15 (U_{\text{ВХ}}/R),$$

где $U_{\text{К-Э макс}}$ — максимально допустимое напряжение коллектор-эмиттер в закрытом состоянии; $I_{\text{К макс}}$ и $I_{\text{К,и макс}}$ — максимально допустимый соответственно постоянный и импульсный ток коллектора в открытом состоянии. С учетом (22) для применения в ключе ЗУ могут быть рекомендованы, например, IGBT-транзисторы IRG4BH 20K, IRG4PH 30R, IRG4PH 40KD и им аналогичные фирмы «International Rectifier» [19] или IGW 08T120 фирмы «Infineon», при этом сопротивление резистора R_1 (см. рис. 2, а) в цепи затвора таких транзисторов должно составлять (8...12) Ом.

8. Основными параметрами, по которым выбирают диод VD1 (см. рис. 2, а), являются максимально допустимые значения среднего прямого тока I_F и обратного напряжения U_R , а также максимальные значения прямого падения напряжения U_F и времени обратного восстановления t_{rr} . При этом параметры диода VD1 должны удовлетворять условиям

$$U_{\text{R макс}} \geq 1,2 U_{\text{C0}}, I_{\text{F макс}} \geq 1,2 I_{\text{ср. макс}}, \quad (23)$$

где $I_{\text{ср. макс}}$ — максимальное среднее значение тока заряда емкостного накопителя ГИН, которое может быть определено с помощью выражения

$$I_{\text{ср. макс}} = 0,5 I_{\text{T}} D. \quad (24)$$

По совокупности параметров и характеристик для применения в ЗУ может быть использован, например, диод BYV26E фирмы «Vishay Semiconductors» [20].

ЗУ на основе диодно-конденсаторных умножителей напряжения. По сравнению с ранее рассмотренным ЗУ на основе умножителей напряжения (УН) характеризуются отсутствием в них индуктивных и управляемых полупроводниковых элементов, существенно меньшими значениями массогабаритных показателей и, следовательно, более высокой удельной мощностью, а также заметно более низкой стоимостью. Несмотря на то что УН известны еще с 30-х годов прошлого столетия и до настоящего времени применяются в телевизионной и медицинской аппаратуре, измерительной технике, приборах ночного видения и многих других областях техники [21], этот класс устройств исследован сравнительно слабо, а работы, посвященные анализу и методике расчета УН, относительно малочисленны, например [22, 23], и в основном отражают аспекты работы УН с питанием от источников синусоидального напряжения промышленной частоты. Вместе с тем в последнее десятилетие возобладала тенденция интенсивного развития исследований и разработок, а также расширения применения УН с питанием импульсами высокой частоты от работающих в ключевом режиме инверторов. В ряде работ последнего времени, например [6, 24–26], достаточно строго и подробно рассмотрены и проанализированы аспекты схемотехники, переходные процессы и динамические характеристики таких УН. С учетом этого в настоящей работе целесообразно ограничиться вопросами расчета и выбора элементов УН, которые используются при построении ЗУ АВСД, в частности, для обеспечения первоначального и повторных возбуждений дуги в инверторах для сварки неплавящимся электродом в среде инертных газов (сварка ТИГ), например, в моделях Master Tig 2500, Master Tig 3500 и других фирмы КЕМРПИ [27].

Среди известных диодно-конденсаторных УН в АВСД наибольшее применение получили устройства, построенные по схеме Кокрофта–Уолтона (схеме асимметричного однофазного однополупериодного УН). К основным достоинствам этой схемы следует отнести простоту ее реализации и возможность использования в любой ступени (каскадов) умножения конденсаторов с рабочим напряжением постоянного тока, не превышающим удвоенное амплитудное значение

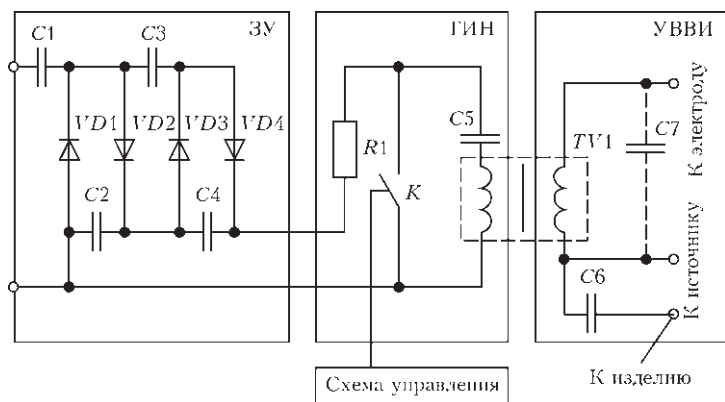


Рис. 6. Типичная электрическая принципиальная схема АВСД с 3У на основе УН, построенного по четырехступенчатой схеме Кокрофта–Уолтона

входного напряжения переменного тока (напряжения питания АВСД), а к недостаткам — ограниченную нагрузочную способность из-за присущих всем диодно-конденсаторным УН падающей внешней вольт-амперной характеристики (и следовательно, значительное выходное сопротивление $r_{\text{ВЫХ}}$) и зависящего от тока нагрузки и количества ступеней умножения падения напряжения в УН, высокую чувствительность к колебаниям значений входного напряжения и его частоты, а также принципиальную необходимость использования в качестве входного только напряжения переменного тока синусоидальной или прямоугольной формы. В результате проведенных исследований УН на основе схемы Кокрофта–Уолтона [23–26] установлено: значения выходного напряжения постоянного тока $U_{\text{ВЫХ}}$ практически не зависят от формы входного напряжения переменного тока; характеристики УН улучшаются с повышением частоты $f_{\text{ВХ}}$ входного напряжения, значения которой должны быть в пределах (5...50) кГц, при этом наиболее оптимальные значения составляют (15...40) кГц; для обеспечения приемлемых характеристик нагрузочной способности УН его мощность должна быть не более 50 Вт, а коэффициент умножения (количество ступеней умножения N) составлять от 3 до 6; входное напряжение прямоугольной формы является наиболее тяжелым режимом работы по току для диодов в каскадах УН, поэтому при их проектировании необходимо предусматривать меры по ограничению пусковых токов диодов.

Пример типичной принципиальной электрической схемы АВСД, 3У которого построено на основе четырехкаскадного УН и выполнено по схеме Кокрофта–Уолтона, приведен на рис. 6.

В отрицательный полупериод входного напряжения конденсатор $C1$ (рис. 6) через открытый диод $VD1$ зарядится до амплитудного значения этого напряжения $U_{\text{ВХ.м}}$. За отрицательным в положительном полупериоде входного напряжения через открытый диод $VD2$ до уровня $2U_{\text{ВХ.м}}$ зарядится конденсатор $C2$, в следующем за этим отри-

цательном полупериоде через открытый диод $VD3$ до уровня $2U_{\text{ВХ.м}}$ зарядится конденсатор $C3$, а в очередной положительный полупериод входного напряжения через открытый диод $VD4$ до уровня $2U_{\text{ВХ.м}}$ зарядится конденсатор $C4$. Таким образом, выходное напряжение постоянного тока в режиме холостого хода УН представляет собой сумму напряжений на последовательно включенных и постоянно подзаряжаемых конденсаторах $C2$ и $C4$ и составляет $4U_{\text{ВХ.м}}$. Согласно [21–26] в режиме нагрузки при условии неизменности во времени значений входного напряжения $U_{\text{ВХ.м}}$ и его частоты $f_{\text{ВХ}}$ выходное напряжение $U_{\text{ВЫХ}}$, построенное по схеме Кокрофта–Уолтона УН, определяется по формуле

$$U_{\text{ВЫХ}} = NU_{\text{ВХ.м}} - \frac{I_{\text{Н.Т}}(N^3 + 9N^2/4 + N/2)}{12f_{\text{ВХ}}C_{\text{СТ}}}, \quad (25)$$

где $I_{\text{Н.Т}}$ — наибольшее значение тока нагрузки УН; $C_{\text{СТ}}$ — емкость конденсатора каждой ступени умножения при условии $C_{\text{СТ}} = C1 = C2 = C3 = C4$. При $N = 4$ (рис. 6) формула (25) может быть представлена как

$$U_{\text{ВЫХ}} = 4U_{\text{ВХ.м}} - \frac{8,5I_{\text{Н.Т}}}{f_{\text{ВХ}}C_{\text{СТ}}}. \quad (26)$$

Вычитаемое в выражениях (25) и (26) представляет собой падение напряжения $\Delta U = r_{\text{ВЫХ}}I_{\text{Н.Т}}$ умножителя, откуда значение выходного сопротивления $r_{\text{ВЫХ}}$ может быть определено по выражению

$$r_{\text{ВЫХ}} = \frac{N^3 + 9N^2/4 + N/2}{12f_{\text{ВХ}}C_{\text{СТ}}}, \quad (27)$$

а при $N = 4$

$$r_{\text{ВЫХ}} = \frac{8,5}{f_{\text{ВХ}}C_{\text{СТ}}}. \quad (28)$$

Учитывая, что $f_{\text{ВХ}} \gg f_{\text{и}}$, а заряд емкостного накопителя ГИН (рис. 6, конденсатор $C5$) осуществляется за множество полных циклов формирования выходного напряжения $U_{\text{ВЫХ}}$ умножителя, можно считать, что в первом приближении ток $i_C(t)$ и напряжение $u_C(t)$ заряда емкостного накопителя в течение длительности этого заряда $\tau_3 \approx 1/f_{\text{и}}$ изменяются по выражениям [10]

$$i_C(t) = I_m e^{-\frac{t}{RC}}, \quad u_C(t) = U_{\text{ВЫХ}}(1 - e^{-\frac{t}{RC}}), \quad (29)$$

где I_m — наибольшее (амплитудное) значение тока заряда $i_C(t)$, соответствующее начальному моменту заряда $t = 0$ (в который $u_C(t) = 0$); $R = R_{\text{орг}} + ESR_C + R_{L1} \approx R_{\text{орг}}$ — сумма активных сопротивлений токоограничивающего резистора $R1$ (рис. 6), эквивалентного последовательного сопротивления



конденсатора (емкостного накопителя), формирующего контура ГИН и активного сопротивления первичной обмотки импульсного трансформатора $TW1$. Как и в варианте ЗУ на основе ключевой схемы с дозирующим реактором, при заряде емкостного накопителя ГИН напряжением, формируемым с помощью УН, по мере повышения напряжения $u_C(t)$ на этом накопителе ток его заряда $i_C(t)$ уменьшается. Следовательно, значение $I_{н.т} = I_m = \Delta U / r_{\text{вх.м}} = NU_{\text{вх.м}} / r_{\text{вх.м}} + R_{\text{огр}}$ является максимальным и свойствен только первому циклу заряда емкостного накопителя ГИН, а падение напряжения ΔU снижается синхронно с уменьшением тока заряда $i_C(t)$.

Если принять $\Delta U = (0,07 \dots 0,10) NU_{\text{вх.м}}$, что, как показывают результаты расчетов и измерений, практически вполне выполнимо (графики зависимости $\Delta U = f(N, U_{\text{вх.м}})$ приведены на рис. 7), то в соответствии с (25) и (27) I_m можно определить по формуле

$$I_m = \frac{(0,07 \dots 0,10) NU_{\text{вх.м}} \cdot 12 f_{\text{вх}} C_{\text{ст}}}{N^3 + 9N^2 / 4 + N / 2}, \quad (30)$$

а $C_{\text{ст}}$ по формуле

$$C_{\text{ст}} = \frac{I_{\text{т}} (N^3 + 9N^2 / 4 + N / 2)}{(0,07 \dots 0,10) NU_{\text{вх.м}} \cdot 12 f_{\text{вх}}}. \quad (31)$$

Графики зависимостей $C_{\text{ст}} = f(I_{\text{т}}, U_{\text{вх.м}})$ при $\Delta U = 0,1 NU_{\text{вх.м}}$ и $f_{\text{вх}} = 20$ кГц приведены на рис. 8, а графики зависимостей $C_{\text{ст}} = f(f_{\text{вх}}, I_{\text{т}})$ при $\Delta U = 0,1 NU_{\text{вх.м}}$ и $N = 3, N = 4 \div 5$ — на рис. 9.

При синусоидальной форме входного напряжения УН (напряжения питания АВСД) и допущении, что активное сопротивление цепи заряда конденсатора каждой ступени УН пренебрежительно мало, наибольшее (пиковое) значение I_{FSM} и наибольшее среднее значение I_{FAV} прямого тока через диод этой ступени умножения с достаточной для практики степенью точности могут быть определены как

$$I_{\text{FSM}} = 12,56 U_{\text{вх.м}} f_{\text{вх}} C_{\text{ст}}, \quad I_{\text{FAV}} = 0,318 I_{\text{FSM}}. \quad (32)$$

При прямоугольной форме входного напряжения УН параметр I_{FSM} может быть определен исходя из того, что $i_C = dU_{C_{\text{ст}}} / dt$. Считая, что $dt = \tau_{\text{ф}}$, где $\tau_{\text{ф}}$ — длительность нарастания фронта размаха входного напряжения УН, и принимая $\tau_{\text{ф}} = 0,04 T_{\text{вх}}$ (что характерно для большинства сварочных инверторов), могут быть определены значения I_{FSM} и I_{FAV}

$$I_{\text{FSM}} = 100 U_{\text{вх.м}} f_{\text{вх}} C_{\text{ст}}, \quad I_{\text{FAV}} = U_{\text{вх.м}} f_{\text{вх}} C_{\text{ст}}. \quad (33)$$

Экспериментально установлено, что при использовании УН в каждом цикле заряда емкостного накопителя ГИН должно выполняться условие

$$0,5 NT_{\text{вх}} < \tau_3 < 0,9 T_{\text{и}}, \quad (34)$$

где $\tau_3 = (R_{\text{огр}} + r_{\text{вх.м}}) C = R_3 C$, откуда

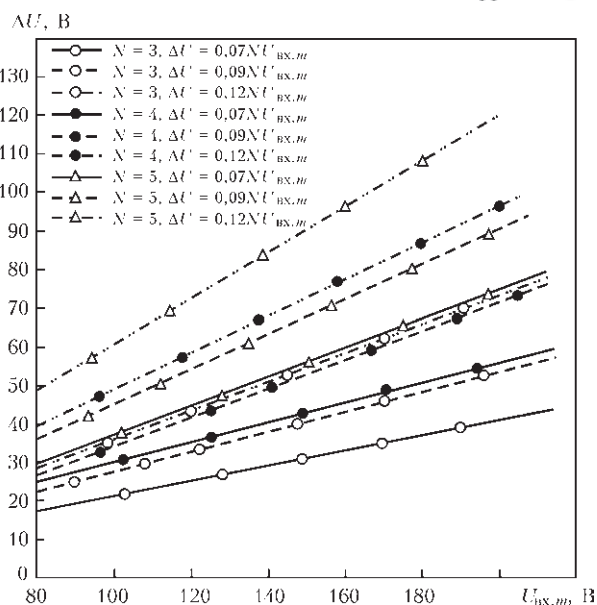


Рис. 7. Графики зависимости падения напряжения $\Delta U = f(N, U_{\text{вх.м}})$ в УН, построенном по схеме Кокрофта–Уолтона

$$R_3 \leq 0,9 T_{\text{и}} / C. \quad (35)$$

С учетом (27) и (35) сопротивление токоограничивающего резистора $R_{\text{огр}}$ (см. рис. 6, резистор $R1$) может быть рассчитано по формуле

$$R_{\text{огр}} \leq \frac{0,9 T_{\text{и}}}{C} - \frac{N^3 + 9N^2 / 4 + N / 2}{12 f_{\text{вх}} C_{\text{ст}}}. \quad (36)$$

Расчет ЗУ на основе УН, построенного по схеме Кокрофта–Уолтона, при заданных значениях энергии импульса W_C , частоты $f_{\text{вх}}$ или периода $T_{\text{вх}}$ входного напряжения $U_{\text{вх}}$ ($f_{\text{вх}} = 1/T_{\text{вх}}$) и частоты $f_{\text{и}}$ или периода $T_{\text{и}}$ включений коммутирующего ключа ГИН ($f_{\text{и}} = 1/T_{\text{и}}$), выполняют следующим образом.

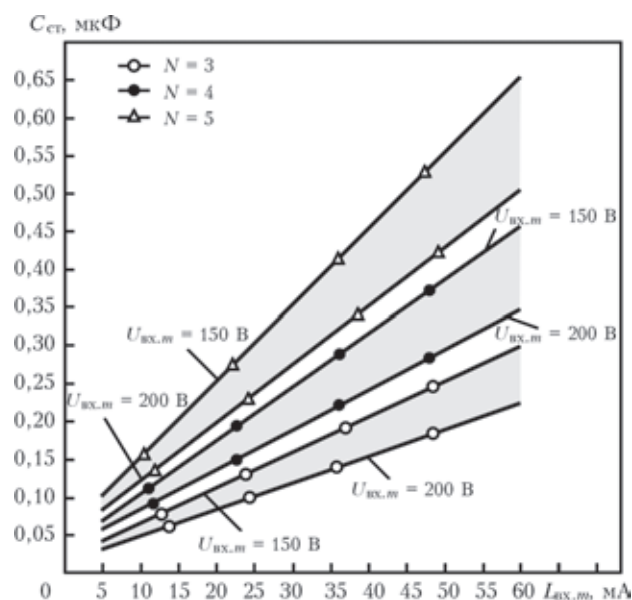


Рис. 8. Графики зависимости $C_{\text{ст}} = f(I_{\text{т}}, U_{\text{вх.м}}, N)$ емкости каждой ступени УН при $f_{\text{вх}} = 20$ кГц, $\Delta U = 0,01 NU_{\text{вх.м}}$

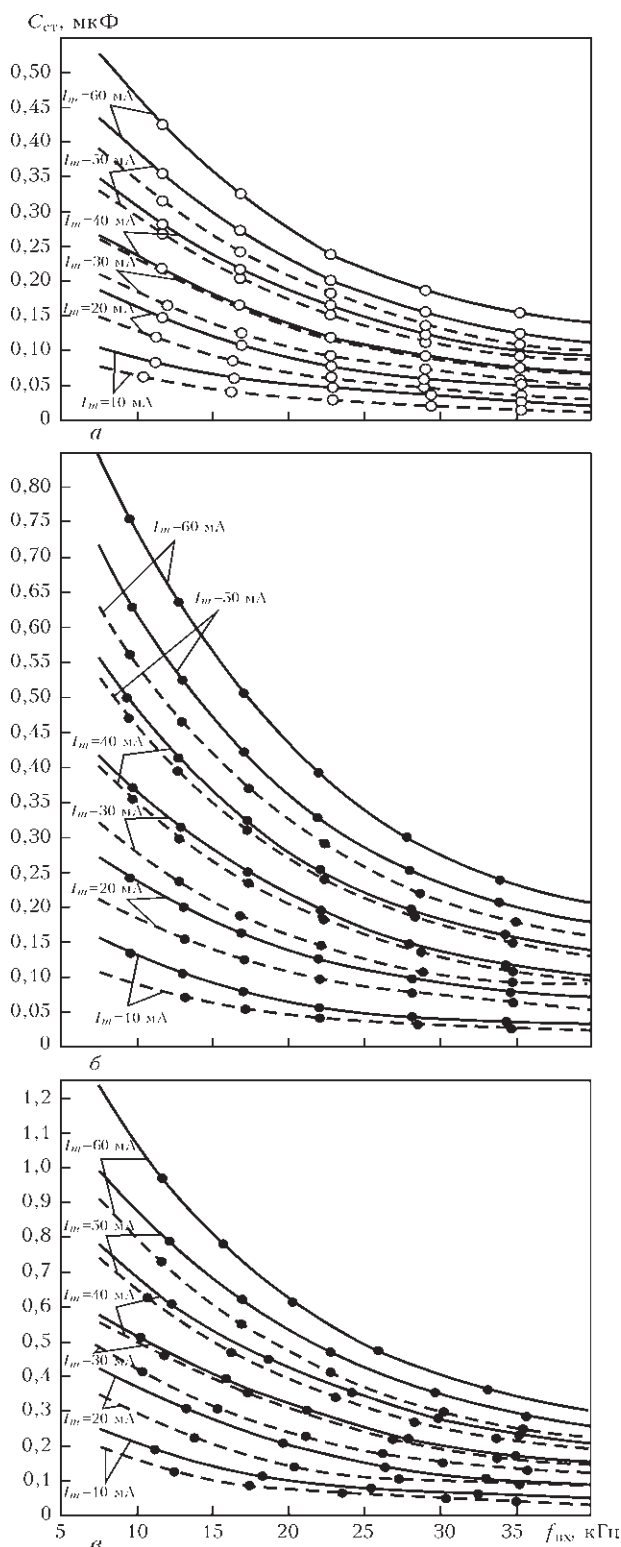


Рис. 9. Графики зависимости $C_{ст} = f(f_{вх}, U_{вх.м})$ емкости каждой ступени УН при $N = 3$ (а), 4 (б) и 5 (в): сплошная кривая — $U_{вх.м} = 150$ В, штриховая — 200

1. Выбирают уровень выходного напряжения УН, рекомендуемые значения которого обычно составляют $U_{вх.м} = U_{C0} = (650 \pm 50)$ В.

2. Используя выражение (14) и значения, приведенные в табл. 1, а также рекомендации для ЗУ на основе ключевой схемы с дозирующим реактором, определяют емкость C формирующего кон-

тура ГИН, количество и конкретный тип образующих эту емкость конденсаторов (см. рис. 6, позиционное обозначение C5).

3. Учитывая, что $U_{C0} = U_{вх.м} = NU_{вх.м} - \Delta U$ и используя графики, приведенные на рис. 7, определяют количество ступеней умножения N , амплитуды входного напряжения $U_{вх.м}$ и допустимого наибольшего падения напряжения $\Delta U = k_i NU_{вх.м}$. Исходя из рациональных значений электрических и массогабаритных параметров УН, рекомендуемые значения составляют: $N = 4$, $U_{вх.м} = (160 \dots 190)$ В, $k_i = 0,07 \dots 0,10$. Если схмотехнические или конструктивные особенности сварочного инвертора не позволяют реализацию рекомендуемых значений N и $U_{вх.м}$, то могут быть использованы и другие их значения с помощью приведенных на рис. 7 графиков зависимости $\Delta U = f(U_{вх})$ или выражения

$$U_{вх.м} = NU_{вх.м}(1 - k_i). \quad (37)$$

4. Принимая $N = 3 \div 5$, $U_{вх.м} = (160 \dots 190)$ В, $\Delta U = 0,1NU_{вх.м}$ с помощью графиков, приведенных на рис. 8, определяют ориентировочное значение емкости $C_{ст}$ конденсатора каждой ступени УН при рекомендуемых наибольших значениях I_m тока заряда емкостного накопителя ГИН, равных (50...60) мА. Если же значения N или $f_{вх}$ отличаются от указанных на рис. 8, то для определения значения используют формулу (31), а также данные табл. 3, в которой приведены рекомендуемые значения I_m и R_3 , рассчитанные с учетом их зависимости от значений $U_{вх.м}$, $T_i = 1/f_i$ и емкости C формирующего контура ГИН, а также выражений (14), (34) и (35) и значений, указанных в табл. 1.

5. При $N = 3 \div 5$ по приведенным на рис. 9 графикам уточняют значение $C_{ст}$ в зависимости от частоты $f_{вх}$ входного напряжения, которое в большинстве случаев составляет (18...40) кГц. По полученным значениям емкости $C_{ст}$ (емкости каждого из конденсаторов УН) выбирают ближайшее (с округлением в большую сторону) значение из ряда (0,047; 0,068; 0,1; 0,15; 0,22; 0,33; 0,47; 0,68; 1,00 мкФ), при этом допустимое наибольшее напряжение постоянного тока U_{VDC} для всех конденсаторов УН должно удовлетворять условию $U_{VDC} \geq 2,2U_{вх.м}$. Предпочтительными являются металлопленочные конденсаторы с полипропиленовым или полиэтилентерефталатным диэлектриком, например, типа MPR или PPN или MER фирмы «HITANO».

6. С учетом определенного значения $C_{ст}$ и выбранного соответствующего ему типоминимала конденсатора по формуле (30) уточняют расчетное значение I_m . В случае, если значения I_m превышают рекомендованные, выбирают типоминимал конденсаторов УН с большей емкостью.

7. Выбор диодов УН осуществляют по таким основным параметрам, как допустимые значения



Таблица 3. Расчетные значения I_m и R_z для ЗУ на основе УН

$f_{и}, \text{Гц}$	$0,9T_{и} \cdot 10^2, \text{с}$	$U_{\text{вых}}, \text{В}$	$C, \text{мкФ}$	$R_z, \text{кОм}$	$I_m, \text{А}$
50	1,8	600	0,5...1,5	12,00	0,050
			1,5...2,0	9,00	0,056
			3,0	6,00	0,100
			4,0	4,50	0,133
		650	0,5...1,5	12,00	0,054
			1,5...2,0	9,00	0,062
			3,0	6,00	0,108
			4,0	4,50	0,144
		700	0,5...1,5	12,00	0,058
			1,5...2,0	9,00	0,066
			3,0	6,00	0,117
			4,0	4,50	0,177
100	0,9	600	0,5...1,5	9,00	0,056
			1,5...2,0	4,50	0,133
			3,0	3,00	0,200
			4,0	2,25	0,266
		650	0,5...1,5	9,00	0,062
			1,5...2,0	4,50	0,144
			3,0	3,00	0,217
			4,0	2,25	0,290
		700	0,5...1,5	9,00	0,066
			1,5...2,0	4,50	0,156
			3,0	3,00	0,233
			4,0	2,25	0,311
200	0,45	600	0,5...1,5	12,00	0,133
			1,5...2,0	9,00	0,266
			3,0	6,00	0,400
			4,0	4,50	0,530
		650	0,5...1,5	12,00	0,144
			1,5...2,0	9,00	0,290
			3,0	6,00	0,433
			4,0	4,50	0,575
		700	0,5...1,5	12,00	0,156
			1,5...2,0	9,00	0,311
			3,0	6,00	0,467
			4,0	4,50	0,620

среднего прямого тока $I_{FAV \text{ макс}}$ и обратного напряжения $U_{R \text{ макс}}$, а также максимальные значения прямого падения напряжения U_F и времени обратного восстановления t_{rr} . При этом параметры диодов должны удовлетворять условиям

$$I_{FAV \text{ макс}} \geq 1,2 I_{FAV} \quad (38)$$

где I_{FAV} — наибольшее среднее значение прямого тока через диод, рассчитанное по выражениям (32) и (33), в зависимости от формы входного напряжения, и

$$U_{R \text{ макс}} \geq 2,2 U_{\text{вх.м}} \quad (39)$$

а также $U_F \leq 1,6 \text{ В}$, а $t_{rr} \leq 100 \text{ нс}$.

По совокупности параметров и характеристик для применения в УН АВСД могут быть использованы, например, диоды VS-20ETF04FPPbF или VS-20ETF06FPPbF фирмы «Vishay Semiconductors» [20] или MURF1660CTG фирмы «ON Semiconductor» [28].

8. С помощью формулы (36) рассчитывают сопротивление токоограничивающего резистора $R_{огр}$ (см. рис. 6, резистор $R1$). Наибольшее значение мощности рассеяния $P_{R_{огр \text{ макс}}}$, выделяемой в резисторе $R_{огр}$ в течение первых одного-двух циклов заряда емкостного накопителя ГИН, может быть рассчитано по выражению

$$P_{R_{огр \text{ макс}}} = (I_{C \text{ RMS}})^2 R_{огр} = 0,25 I_m^2 R_{огр}, \quad (40)$$

где $I_{C \text{ RMS}} = \sqrt{1/T_{и} \int_0^{T_{и}} i_C(t)^2 dt} = 0,5 I_m$ — среднеквадратичное (действующее) значение тока заряда при аппроксимации экспоненциального видеоимпульса тока заряда видеоимпульсом треугольной формы. Поскольку с повышением напряжения $u_C(t)$ на емкостном накопителе ГИН ток $i_C(t)$ его заряда снижается и к моменту окончания заряда практически равен нулю, то среднее значение мощности $P_{R_{огр}}$, выделяемой в резисторе $R_{огр}$, в течение длительности заряда емкостного накопителя ГИН, может быть определено как

$$P_{R_{огр}} \approx 0,5 P_{R_{огр \text{ макс}}} \quad (41)$$

Если АВСД предназначен для стабилизации процесса горения дуги переменного тока, то номинальная мощность $P_{R_{огр \text{ ном}}}$ резистора $R_{огр}$ должна выбираться из условия

$$P_{R_{огр \text{ ном}}} \geq 1,43 P_{R_{огр}}, \quad (42)$$

а если АВСД предназначен только для возбуждения дуги постоянного тока значение $P_{R_{огр \text{ ном}}}$ может быть существенно снижено по сравнению с расчетным и составлять (2...8) Вт.

В качестве резистора $R_{огр}$ могут применяться резисторы серий С2–22–2 или С2–33–2 при $PR_{огр} \leq 3 \text{ Вт}$ или серий SPS, SQZ, SQHG [18] при $PR_{огр} \geq 3 \text{ Вт}$.

Выводы

1. Для АВСД, встроенных в сварочные источники питания, которые содержат звено высокочастотного преобразования и, следовательно, высокочастотный трансформатор, весьма эффективным представляется применение ЗУ на основе УН в силу простоты реализации и наименьших значений массогабаритных и стоимостных показателей подобных устройств по сравнению с ЗУ других типов. Однако использование ЗУ на основе УН целесообразно при уровнях энергии импульсов АВСД, не превышающих 0,25 Дж, напряжении заряда емкостного накопителя ГИН не более 700 В, амплитудных значениях входного напряжения (напряжения питания АВСД) от 150 до 200 В частотой (18...40) кГц.

Характерная особенность ЗУ на основе УН заключается в том, что для их функционирования



принципиально необходимо питание напряжением переменного тока. При этом форма входного напряжения (напряжения питания АВСД) практически не влияет на выходные характеристики и параметры ЗУ, однако существенно влияет на токи, протекающие через диоды УН. Область применения АВСД с ЗУ на основе УН ограничивается инверторными источниками питания, преимущественно для сварки неплавящимся электродом в среде инертных газов (сварка ТИГ).

2. ЗУ на основе ключевой схемы с дозирующим реактором по массогабаритным и стоимостным показателям уступают ЗУ на основе УН, но вместе с тем в сравнении с последними обладают рядом важных преимуществ. ЗУ на основе ключевой схемы с дозирующим реактором не зависят от рода напряжения питания АВСД и способны функционировать при питании напряжением как постоянного, так и переменного тока синусоидальной или прямоугольной или близкой к ним формы частотой от десятков герц (в том числе 50 Гц) до десятков килогерц. Для таких ЗУ практически отсутствуют ограничения как по уровню входного напряжения, который может быть в диапазоне от нескольких до сотен вольт, так и по технологически обоснованным уровням энергии импульсов АВСД, которые могут составлять от 0,01 до 1,00 Дж и более, при этом существует возможность обеспечения стабилизации заданных значений напряжения заряда емкостного накопителя ГИН. Они имеют широкую область применения при дуговой и плазменной сварке и могут быть использованы в традиционных источниках питания и сварочных системах и источниках питания инверторного типа. Такие АВСД могут быть эффективно применены и при ручных способах дуговой и плазменной сварки и в сварочных автоматах, в частности, в одно- и многопостовых системах автоматической орбитальной сварки неплавящимся электродом стыков трубопроводов [29].

3. В результате выполненного анализа и с учетом опыта разработки, проектирования, изготовления и эксплуатации АВСД разработана инженерная методика расчета ЗУ на основе ключевой схемы с дозирующим реактором и ЗУ на основе УН, а также выработаны практические рекомендации по выбору их элементной базы, что может быть полезным не только при разработке АВСД, но и других подобных устройств, предназначенных для использования в различных отраслях науки и техники.

1. Пентегов И.В. Основы теории зарядных цепей емкостных накопителей энергии. – Киев: Наук. думка, 1982. – 424 с.
2. Оборудование для дуговой сварки: Справ. пособие / Под ред. В.В. Смирнова. – Л.: Энергоатомиздат, 1986. – 656 с.
3. Темкин Б.Я. Теория и расчет возбудителей сварочной дуги: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Л., 1981. – 16 с.

4. Пат. RU 2127482 C1. Способ возбуждения колебаний в электрическом контуре и устройство для его осуществления / С.В. Балакин. – Опубл. 10.03.1999.
5. Моин В.С., Лаптев Н.Н. Стабилизированные транзисторные преобразователи. – М.: Энергия, 1972. – 512 с.
6. Готтлиб И.М. Источники питания. Инверторы, конвертеры, линейные и импульсные стабилизаторы / Пер. с англ. под ред. С.А. Лужанского. – М.: Постмаркет, 2002. – 544 с.
7. Северис Р., Блум Г. Импульсные преобразователи постоянного напряжения для систем вторичного электропитания / Пер. с англ. под ред. Л.Е. Смольникова. – М.: Энергоатомиздат, 1988. – 294 с.
8. Поликарпов А.Г. Импульсные регуляторы постоянного напряжения для вторичных источников питания // Тр. Моск. энергет. ин-та. – 1975. – Вып. 275. – С. 69–75.
9. He Y., Luo F.L. Analysis of Luo converters with voltage-lift circuit // IEE Proc. Electr. Power Appl. – 2005. – 152, № 5. – P. 1239–1252.
10. Теоретические основы электротехники: Справочник по теории электрических цепей / Под ред. Ю.А. Бычкова, В.М. Золотницкого, Э.П. Чернышева. – СПб.: Питер, 2008. – 349 с.
11. Левинштейн Л.М. Операционное исчисление в задачах электротехники. – Л.: Энергия, 1972. – 360 с.
12. Сварочные источники питания с импульсной стабилизацией горения дуги / Б.Е. Патон, И.И. Заруба, В.В. Дыменко, А.Ф. Штан. – Киев: Екотехнологія, 2007. – 218 с.
13. Махлин Н.М., Коротынский А.Е. Анализ и методика расчета электронных устройств последовательного включения для бесконтактного возбуждения дуги // Автомат. сварка. – 2014. – № 1. – С. 34–44.
14. Баев Е.Ф., Фоменко Л.А., Цымбалюк В.С. Индуктивные элементы с ферромагнитными сердечниками. – М.: Сов. радио, 1976. – 143 с.
15. Малогабаритные трансформаторы и дроссели: Справочник / Под ред. И.Н. Сидорова, В.В. Мукосеева, А.А. Христинина. – М.: Радио и связь, 1985. – 416 с.
16. Калантаров П.Л., Цейтлин Л.А. Расчет индуктивностей: Справ. книга. – Л.: Энергоатомиздат, 1986. – 488 с.
17. Справочник по электротехническим материалам / Под ред. Ю.В. Коричного, В.В. Пасынкова, Б.М. Тареева. – 3-е изд., перераб. – Л.: Энергоатомиздат, 1988. – Т.3. – 728 с.
18. <http://www.dart.ru/cataloguenewresistors/ty/html/cement.shtml>
19. <http://www.irf.com>
20. <http://www.vishay.com>
21. Садченков Д. Умножители напряжения // Радио. – 2000. – № 10. – С. 31–33.
22. Балабух А.И. Источники питания с умножителями напряжения для электронно-лучевой технологии // Изв. вузов СССР. Электромеханика. – 1984. – № 9. – С. 113–117.
23. Костилов В.Г., Никитин И.Е. Источники электропитания высокого напряжения РЭА. – М.: Радио и связь, 1986. – 200 с.
24. Блинов Ю.И., Балабух А.И., Васильев А.Г. Влияние формы напряжения входного источника на режим работы умножителя напряжения // Изв. СПб ГЭТУ «ЛЭТИ». Сер. Электромеханика. – 2004. – Вып. № 1. – С. 54–56.
25. Хречков Н.Г. Динамические характеристики умножителей напряжения высоковольтных электротехнических систем: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Саратов, 2006. – 16 с.
26. Царицаивили А.А. Особенности работы умножителя напряжения при питании напряжением различной формы и частоты // Онлайн Электрик: Электроэнергетика. Новые технологии, 2014. – URL: <http://www.online-electric.ru/articles>
27. <http://www.kemppi.com>
28. <http://www.onsemi.com>
29. Одно- и многопостовые системы для автоматической сварки неповоротных стыков трубопроводов атомных электростанций / Н.М. Махлин, А.Е. Коротынский, В.А. Богдановский и др. // Автомат. сварка. – 2011. – № 11. – С. 34–44.



ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОГО ПРОВОЛОЧНОГО НАПЫЛЕНИЯ

**И.П. ГУЛЯЕВ^{1,2}, П.Ю. ГУЛЯЕВ², В.Н. КОРЖИК³, А.В. ДОЛМАТОВ², В.И. ИОРДАН^{1,4},
И.В. КРИВЦУН³, М.Ю. ХАРЛАМОВ³, А.И. ДЕМЬЯНОВ³**

¹Ин-т теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН.
630090, г. Новосибирск, ул. Институтская, 4/1. E-mail: admin@itam.nsc.ru

²Югорский гос. ун-т. 628012, Тюменская обл., г. Ханты-Мансийск, ул. Чехова, 16. E-mail: ugrasu@ugrasu.ru

³ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

⁴Алтайский гос. ун-т. 656049, Алтайский край, г. Барнаул, пр-т Ленина, 61.

На пути развития фундаментальных представлений в области газотермического напыления и получения новых экспериментальных данных, в частности, о плазменно-дуговом проволочном напылении, важную роль приобретает применение современных диагностических систем. На основе камеры технического зрения и цифрового спектрометра предложен программно-аппаратный комплекс для экспериментального изучения процесса плазменно-дугового проволочного напыления покрытий. Разработана методика проведения экспериментальных исследований данного процесса. Представлены результаты измерения скорости и температуры частиц дисперсной фазы, а также видео регистрации наиболее характерных этапов плазменно-дугового напыления, включая срыв капель с распыляемой проволоки и их дробление в плазменном потоке. Изучено распределение напыляемых частиц по размерам и проанализировано его влияние на возможности температурных измерений. Экспериментальные данные, полученные в работе, подтвердили теоретические представления о типах течения и распада струи расплавленного металла проволоки, а также сценариях дробления капель в плазменной струе. Библиогр. 18, рис. 11.

К л ю ч е в ы е с л о в а : газотермическое напыление, плазменно-дуговое проволочное напыление, программно-аппаратный комплекс, плазменный поток, дисперсная фаза, формирование капель жидкого металла, измерение температуры частиц, визуализация процесса, спектральный анализ

Развитие способов газотермического напыления покрытий напрямую связано с проведением всесторонних исследований физических и химических процессов, протекающих при напылении. При этом важнейшее значение имеют именно экспериментальные методы исследований, которые являются источником качественных и количественных данных, способствуют развитию фундаментальных представлений о процессах газотермического напыления, а также являются методом верификации теоретических подходов и математических моделей. Особую важность эксперименты приобретают при исследовании новых, мало изученных способов, таких, например, как плазменно-дуговое проволочное напыление [1]. Ключевой особенностью данного способа является тот факт, что в плазменный поток попадают уже полностью расплавленные металлические частицы, в отличие, например, от процессов порошкового напыления, при которых в поток газа или плазмы вводятся частицы порошка, находящиеся в твердом состоянии [2]. Очевидно, что тепловое и динамическое взаимодействие дисперсной фазы с несущим потоком существенно

различается в случаях проволочного и порошкового напыления, что имеет непосредственное влияние на структуру и свойства получаемых покрытий. В частности, крупные капли расплавленного металла, движущиеся в высокоскоростном плазменном потоке, деформируются, в них возникает внутреннее движение, приводящее к их дроблению с формированием более мелких фрагментов [3]. И если феноменология процессов порошкового напыления изучена сравнительно подробно, то экспериментальные данные о плазменно-дуговом проволочном напылении на сегодняшний день практически отсутствуют, что и определяет актуальность настоящей работы.

Все широко применяемые в настоящее время системы измерения температуры и скорости частиц в газотермических потоках — DPV, Accuraspray (Tecnar, Канада), Spectraviz (Stratronics, США), SprayWatch (Oseir, Финляндия) — основаны на реализации способов двухцветовой пирометрии и времяпролетного метода в том или ином виде [4, 5]. Кроме того, часто для измерения скорости применяются методы PIV (Particle Image Velocimetry) [6] и ЛДА (лазерно-доплеровской анемометрии)



[7]. Высокий потенциал для развития диагностических систем имеют камеры на основе высокочувствительных ПЗС- и КМОП-матриц, позволяющих регистрировать пространственное распределение частиц с одновременным измерением их скорости и температуры. Оснащение такой системы каналом регистрации спектра оптического излучения гетерофазного потока позволит повысить надежность и точность температурных измерений.

В рамках данной работы решалась задача создания и апробации измерительного комплекса, позволяющего, во-первых, визуализировать процесс формирования и дробления капель жидкого металла в условиях плазменно-дугового проволочного напыления, и, во-вторых, осуществить измерение скоростных и температурных характеристик частиц конденсированной фазы [8, 9].

Исследования проводились на установке плазменно-дугового напыления покрытий PLAZER 30-PL-W с токоведущей проволокой. Данная установка предназначена для нанесения износостойких, коррозионностойких и специальных покрытий, восстановления изношенных деталей машин путем напыления электропроводящих материалов, изготовленных в виде порошковых и компактных проволок диаметром 1,6...2,0 мм [1]. Общий вид и схема экспериментального комплекса представлены на рис. 1.

В качестве плазмообразующего газа использовался аргон, для обжата плазменной струи — сжатый воздух. Производилось распыление сплошной проволоки из низкоуглеродистой стали СВ08 в режиме: ток дуги 220 А, напряжение на дуге 65...70 В, расход аргона 28 л/мин, расход воздуха 330 л/мин, скорость подачи проволоки 14,7 м/мин, диаметр проволоки 1,6 мм и межэлектродное расстояние 9 мм. Плазмотрон и устройство подачи проволоки размещались в напылительном боксе (см. рис. 1, а), рядом с которым монтировалось измерительное оборудование.

Для исследования динамических и тепловых характеристик частиц конденсированной фазы при плазменно-дуговом напылении в экспериментальный комплекс были интегрированы: камера HD1-1312-1082-G2 (Photon Focus, Швейцария), цифровой спектрометр LR1-T (ASEQ Instruments, Канада). Для обработки данных использовалась среда MATLAB, обладающая мощными средствами преобразования многомерных сигналов на основе технологии параллельных вычислений. Монохромная цифровая камера HD1-1312-1082-G2 построена на основе КМОП-матрицы размером 1312×1082 фотоэлементов с диапазоном спектральной чувствительности 400...1000 нм. Сигнал ее сенсора представлен 12-разрядным цифровым кодом, а интерфейс позволяет в режиме реального времени передавать полноформатные данные в компьютер на скорости 55 кадров в секунду. Длительность экспозиции кадра варьировалось в пределах 10 мкс...10 мс. Драйвер камеры поддерживает стандартный интерфейс среды MATLAB и дает возможность использовать ее в качестве источника при конвейерной обработке данных. Для проведения тепловизионных исследований в оптический канал камеры HD1-1312-1082-G2 добавлен полосовой светофильтр SL-575-50 (ООО «Фотооптик», г. Обнинск, РФ) с центральной длиной волны 575 нм и шириной полосы 50 нм (FWHM), а также выполнена коррекция неоднородности сигнала ее сенсора и калибровка на автоматизированном стенде, состав и методика функционирования которого описаны в работе [10].

Цифровой спектрометр LR1-T исполнен по схеме Черни–Тернера и имеет линейный ПЗС датчик с 3648 фотоэлементами размера 8×200 мкм, термоэлектрический охладитель до температуры –35 °С и обеспечивает измерения в спектральном диапазоне 200...1100 нм. Цифровые данные спектрометра представлены 16-разрядным цифровым кодом и передаются в компьютер по интерфейсу USB 2.0. Приемный объектив фокусировал изображение струи на торец оптоволоконна диаметром

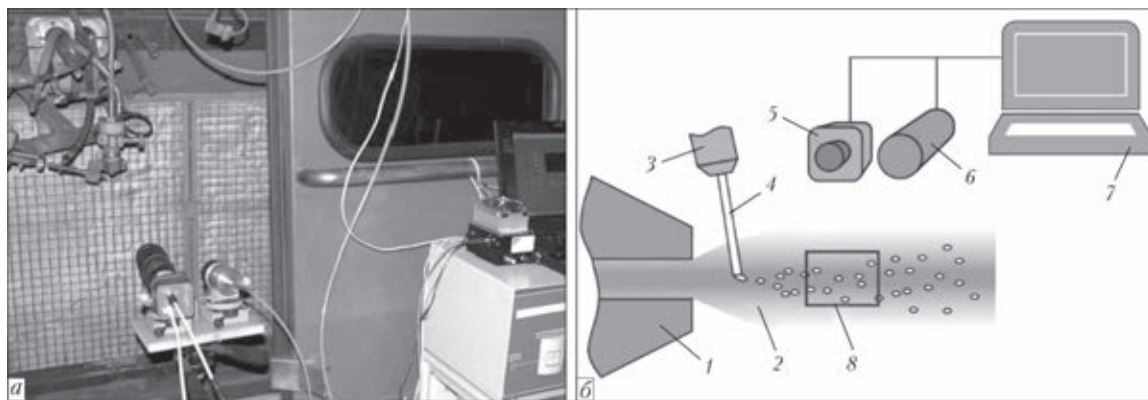


Рис. 1. Общий вид (а) и структура (б) диагностического комплекса для исследования процессов плазменно-дугового проволочного напыления: 1 — плазмотрон; 2 — плазменная струя; 3 — мундштук; 4 — распыляемая проволока; 5 — камера; 6 — фотоспектрометр; 7 — компьютер; 8 — измерительный объем

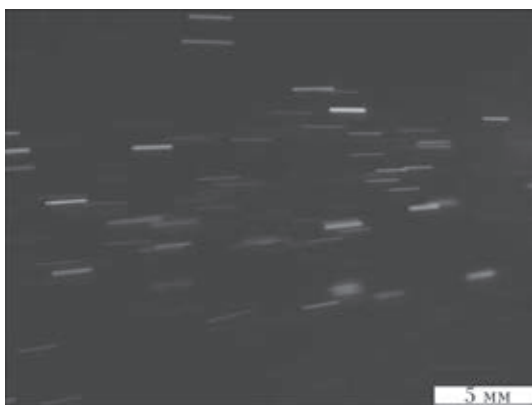


Рис. 2. Исходный кадр с изображениями треков частиц напыляемого материала в сечениях струи $z = 40 \dots 70$ мм от среза сопла

200 мкм, по которому излучение попадало на входную щель прибора. Время экспозиции спектрометра варьировалось в пределах $10 \dots 100$ мс. С целью интеграции спектрометра в среду MATLAB разработан М-класс объектов aSpectr, который представляет его в виде виртуального прибора с набором свойств и способов. Измерение температуры спектральным методом проводилось по непрерывной (тепловой) компоненте спектра, свободной от линейчатого и полосатого излучения атомов и молекул, в диапазоне $550 \dots 600$ нм. Для этого предварительно была выполнена коррекция неоднородности сигнала датчика с помощью автоматизированного стенда и методики, которые описаны в работе [11].

Камера и приемный объектив спектрометра фиксировались на платформе, так что их взаимное расположение оставалось неизменным (рис. 1), а струя находилась в фокусной плоскости обеих оптических систем. Область визирования камеры охватывала участок струи (измерительный объем), размеры которого варьировались от 29×24 до 68×56 мм². Область визирования спектрометра представляла круг диаметром 10 мм, расположенный в центре кадра камеры. В начальной области съемки — вблизи места привязки электрической дуги к распыляемой проволоке, производилась регистрация ее плавления, срыва и дробления каплей расплавленного металла в плазменном потоке. Из-за сильного излучения плазмы в этой области температурные измерения не проводились.

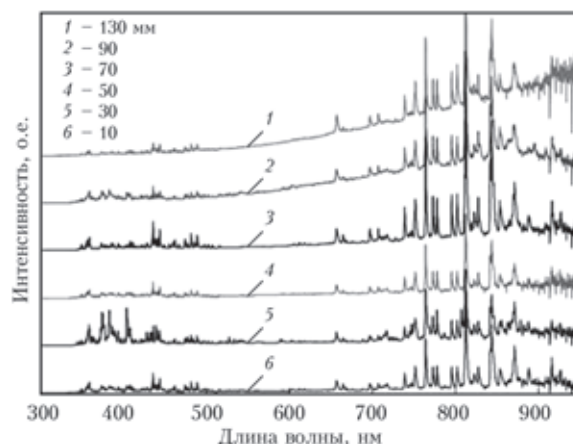


Рис. 3. Спектры излучения плазменной струи на различных расстояниях от среза сопла

Далее платформа с камерой и объективом спектрометра сдвигалась вдоль плазменной струи, обеспечивая последовательное перекрытие областей измерения температуры и скорости частиц.

На рис. 2 представлен исходный (необработанный) кадр плазменной струи с треками частиц. Для каждого кадра видеопотока строилась маска и проводился морфологический анализ, в ходе которого выполнялось его разделение на объекты, соответствующие отдельным вероятным трекам. Каждый выделенный объект подвергался анализу, направленному на определение видимого диаметра частицы, длины трека, координат его центра, ориентации, яркости. Чтобы исключить объекты соответствующие «склеякам» треков, осуществлялась фильтрация по длине, диаметру и отношению максимальной к средней яркости [12].

На рис. 3 изображены спектры излучения плазменной струи, зарегистрированные на расстояниях от среза сопла плазматрона $z = 10 \dots 130$ мм. Используя полученные данные, был выбран спектральный диапазон $550 \dots 600$ нм, свободный от собственного излучения плазмы, для измерений температуры яркостным (камера) и спектральным методами. Для нахождения температурного распределения частиц использовался новый подход, суть которого состоит в регистрации при помощи фотоспектрометра суммарного излучения ансамбля частиц, пролетевших измерительный объем за время экспозиции прибора, с последующим вос-



Рис. 4. Визуализация срыва капель с конца распыляемой проволоки: *а* — струйное течение металла; *б* — формирование близких по размерам капель; *в* — формирование капель, значительно отличающихся по размерам



становлением температурного распределения частиц математическим способом [13, 14].

Одной из наиболее важных задач исследования являлась визуализация процесса формирования расплава и срыва капель с конца распыляемой проволоки, а также движения и дробления частиц на начальном участке струи.

Ранее путем математического моделирования [15] было установлено, что при плазменно-дуговом напылении могут существовать три типа течения и распада струи расплавленного металла проволоки: струйное течение металла, формирование практически одинаковых по размеру капель и, наконец, формирование капель, значительно отличающихся по размерам. Снимки, приведенные на рис. 4, в полной мере соответствуют данным выводам. Так, анализ снимков показывает, что при оптимальном режиме напыления (рис. 4, б) образующийся на конце распыляемой проволоки расплав вытягивается в струйку длиной 3...4 мм, которая распадается затем на практически одинаковые по размеру капли диаметром 650...700 мкм. При переходных режимах работы установки (включение, настройка тока дуги, расхода газа или скорости подачи проволоки) может наблюдаться струйное течение расплавленного металла без осуществле-

ния фактического распыления, как показано на рис. 4, а, где длина струйки составляет 11...12 мм. И, наконец, на рис. 4, в показан режим распыления с формированием капель, значительно отличающихся по размерам, который может наблюдаться при неверно подобранной скорости подачи проволоки. В этом случае происходят периодические изменения длины формируемой струйки металла и, соответственно, размера срывающихся капель. Причем срыв крупных капель (~ 900 мкм и более) сопровождается формированием более мелких капель-сателлитов (~ 100 мкм).

Полученные экспериментальные результаты показывают, что практически сразу после срыва с конца проволоки первичные капли начинают интенсивно дробиться, этот процесс проходит в области 50...60 мм от конца распыляемой проволоки. При этом, в условиях плазменно-дугового напыления характерны следующие типы дробления капель (см. рис. 5): дробление на несколько крупных капель, дробления по типу «парашют» и «парашют» со струйкой [3]. В частности, на рис. 5, а запечатлен момент, предшествующий дроблению крупной капли на два более мелких фрагмента. Рис. 5, б иллюстрирует момент разлета фрагментов при дроблении по типу «парашют»: формируется множество мелких капель при разрушении выдуваемого «мешка», а также более крупные капли — при разрушении тора.

Для измерения размеров напыляемых частиц производили их закалку в контейнере с водой на дистанции 200 мм от сопла плазматрона. Полученный порошок был исследован на лазерно-дифракционном измерителе размеров частиц LS13 320 (Beckman Coulter, США), результаты представлены на рис. 6. Спектр размеров частиц материала очень широк — от 400 нм до 400 мкм, что объясняется активным дроблением и испарением жидких частиц в начальной области плазменной струи. Подавляющее число частиц имеет малые размеры (менее 2...3 мкм), и, в то же время

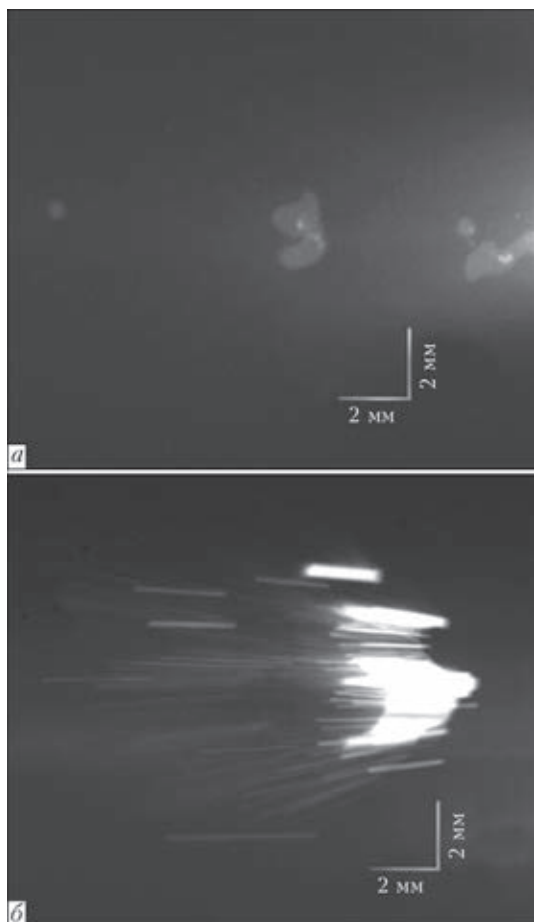


Рис. 5. Дробление капель расплавленного металла в потоке плазмы: а — дробление на несколько крупных капель; б — по типу «парашют»

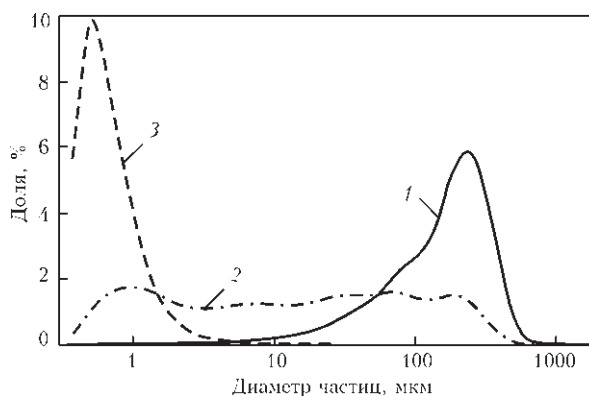


Рис. 6. Распределение частиц напыляемого материала по размерам: 1 — масса частиц; 2 — площадь частиц; 3 — число частиц

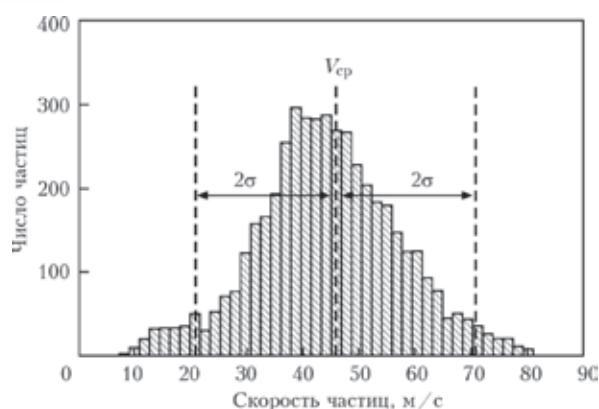


Рис. 7. Распределение скоростей частиц в сечении струи $z = 160$ мм

их массовая доля пренебрежимо мала. С практической точки зрения важно отметить два существенных факта: 1) основную массу частиц материала, формирующих покрытие, представляют капли размером 50...400 мкм; 2) суммарная площадь поверхности частиц равномерно распределена среди капель с размерами от 500 нм до 200 мкм, так что в общий спектр теплового излучения частиц основной вклад будут вносить частицы мелких фракций, имеющие наиболее высокую температуру.

По результатам измерения скорости и температуры индивидуальных частиц были восстановлены локальные распределения данных параметров по объему струи. Полный объем выборки составил 60 тысяч идентифицированных объектов. Для примера на рис. 7 и 8 показаны статистические гистограммы распределения скорости и температуры частиц в сечении струи $z = 160$ мм от среза сопла. Пунктирными линиями обозначены средние значения величин V_{cp} и T_{cp} , а также границы диапазонов $V_{cp} \pm 2\sigma$ и $T_{cp} \pm 2\sigma$, где σ — стандартное отклонение соответствующей величины от среднего.

На рис. 9 показано изменение средней скорости частиц V_{cp} при движении вдоль струи. Можно отметить, что на дистанциях 100...160 мм от сопла значение V_{cp} выходит на постоянный уровень 45...50

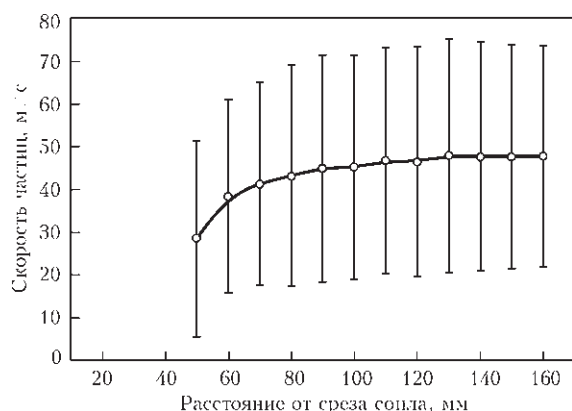


Рис. 9. Значения средней скорости частиц в различных сечениях струи

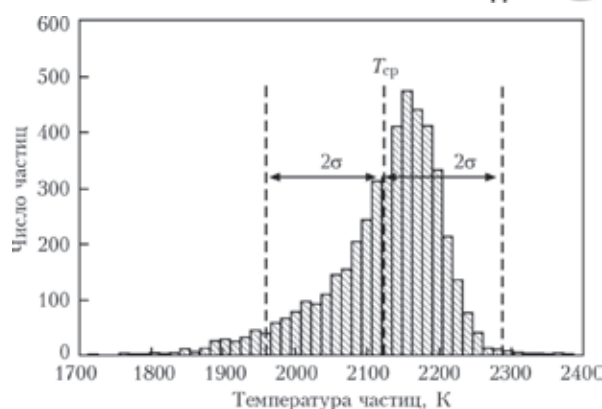


Рис. 8. Распределение температур частиц в сечении $z = 160$ мм

м/с. При этом разброс скоростей частиц довольно велик: величина 2σ равняется 22...25 м/с, что составляет половину от среднего значения V_{cp} . Это связано с широким диапазоном размеров частиц, формируемых в условиях плазменно-дугового проволочного напыления.

На рис. 10 приведены результаты измерения температуры частиц в различных сечениях струи, полученные яркостным (камера) и спектральным методами. Как видно, полученные значения температуры значительно отличаются, что имеет следующее объяснение. Применяемый алгоритм обработки видеок кадров исключает распознавание частиц, изображение которых имеет субпиксельный размер. При выбранной разрешающей способности видеосистемы 51,9 мкм/пиксел это означает, что идентифицируются только частицы крупнее 50 мкм. Таким образом, температуры дисперсной фазы, измеренные яркостным методом, соответствуют именно тем крупным частицам, которые в основном формируют покрытие. Как видно, вдоль дистанции напыления средняя температура частиц медленно увеличивается (от 2000 до 2130 К). Это связано с тем, что в отличие от порошкового напыления, начальная температура капель сразу превышает температуру плавления материала и составляет 1700...1800 К.

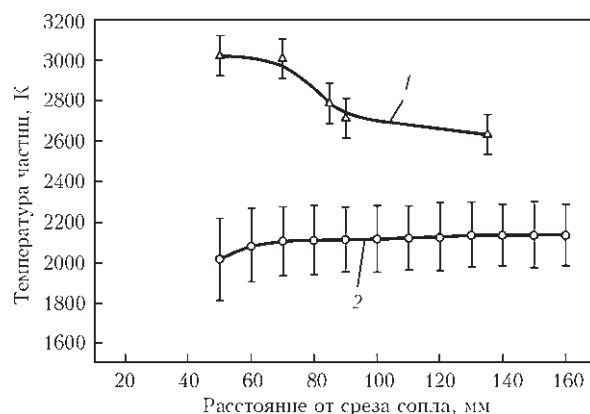


Рис. 10. Значения средней температуры частиц в различных сечениях струи: 1 — спектральные измерения; 2 — яркостные измерения

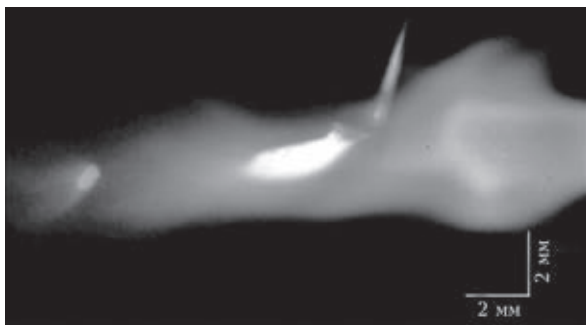


Рис. 11. Визуализация процесса испарения материала с поверхности капель, сорвавшихся с распыляемой проволоки

С другой стороны, при наличии неоднородного температурного поля в области наблюдения спектральный метод всегда дает результат, близкий к максимальной температуре в распределении [16]. Очевидно, что в начальной области струи максимальную температуру будут иметь частицы с наименьшим размером, которые быстро нагреваются несущим плазменным потоком. Характерное время прогрева частицы имеет порядок $\tau \sim d^2/a$, где d — ее диаметр, a — температуропроводность ее материала, что, например, для стальной капли диаметром 1 мкм дает значение около 1 мкс. Учитывая, что такие мелкие частицы движутся со скоростью порядка $v = 100$ м/с, можно считать их «тепловыми маркерами», температура которых равна локальной температуре плазменного потока в области размером $\delta = tv$, то есть около 100 мкм. Здесь уместно упомянуть, что подобный подход используется для измерения температуры пламени, в котором формируются ультрадисперсные частицы сажи, выступающие источником теплового излучения [17, 18].

На рис. 10 можно видеть, что температура частиц, измеряемая спектральным методом, монотонно снижается при удалении от среза сопла плазматрона. Ее максимальные значения на начальном участке не превышают температуры кипения стали (3000...3100 К), так как дальнейший перегрев материала требует больших тепловложений. Ввиду своей малой массы, ультрамелкие частицы выносятся расширяющимся плазменным потоком за пределы ядра струи, где температура плазмы снижается.

Интенсивное собственное излучение плазмы не позволило провести измерение температуры дисперсной фазы спектральным и яркостным методами в области привязки электрической дуги к распыляемой проволоке. Тем не менее, представляют интерес результаты визуализации этой области, приведенные на рис. 11. Можно видеть яркое излучение плазменного потока, наиболее горячий участок стальной проволоки — анодное пятно, а также отдельную каплю расплава, обтекаемую высокоскоростной плазменной струей.

Следует отметить отчетливый аэродинамический след вниз по потоку за каплей, который, вероятно, визуализируется за счет испарения материала. Таким образом, интенсивный нагрев частиц вплоть до температуры кипения материала происходит уже на расстояниях ~ 8 мм от распыляемой проволоки (~ 15 мм от среза сопла плазматрона).

Разработан экспериментальный комплекс для исследования процессов теплового и динамического взаимодействия жидких частиц с плазменным потоком в условиях плазменно-дугового проволочного напыления покрытий. Основу измерительного оборудования комплекса составляют камера HD1-1312-1082-G2 и спектрометр LR1-T. Тепловизионная система позволила визуализировать процессы формирования расплава, срыва металлических капель и их дальнейшего дробления, а также провести измерения скорости и температуры частиц вдоль дистанции напыления. Использование канала регистрации спектра излучения гетерофазной струи позволило обоснованно выбрать рабочий спектральный диапазон видеокамеры. Анализ распределения частиц материала по размерам показал, что измерения температуры спектральным методом отражают локальную температуру несущего плазменного потока. Экспериментальные данные подтвердили полученные ранее теоретические представления о типах течения и распада струи расплавленного металла проволоки, а также сценариях дробления капель в плазменной струе.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РФФИ (№ 14-08-90428) и НАН Украины (№ 06-08-14).

1. *Технология и оборудование для плазменно-дугового напыления для восстановления ответственных деталей железнодорожного транспорта* / В.Н. Коржик, М.Ю. Харламов, С.В. Петров и др. // Вест. Восточноукр. национ. ун-та им. В. Даля. — 2011. — № 14. — С. 76–82.
2. Pawlowski L. Science and engineering of thermal spray coatings. — 2nd ed. — John Wiley & Sons, Ltd., 2008. — 656 p.
3. Нугматулин Р.И. Динамика многофазных сред. Ч. 1. — М.: Наука, 1987. — 464 с.
4. Comparison and applications of DPV-2000 and accurate-spray-g3 diagnostic systems/ G. Mauer, R. Vaßen, D. Stöver// J. of Thermal Spray Technology. — 2007. — V. 16(3). — P. 414–424.
5. NIR (Near-Infra-Red) Sensor – An alternative diagnostic tool for the online process control of thermal spray processes/ A. Schwenk, A. Wank, T. Wallendorf, S. Marke // Proc. of the Intern. Thermal Spray Conference, Singapore, 2010. — P. 120–123.
6. Marchand O., Bertrand G., Planche M.P. Particle image velocimetry diagnostics for suspension plasma spraying // Proc. of the Intern. Thermal Spray Conference, 2009. — P. 855–860.
7. Supervision and measuring of particle parameters during the wire-arc spraying process with the diagnostic systems Accuraspray-g3 and LDA (Laser-Doppler-Anemometry) / S. Zimmermann, E. Vogli, M. Kauffeldt et al. // J. of Thermal Spray Technology. — 2010. — V. 19(4). — P. 745–755.



8. Методы контроля температуры и скорости частиц конденсированной фазы в процессе плазменно-дугового напыления / М.П. Бороненко, И.П. Гуляев, П.Ю. Гуляев и др. // Фундаментальные исследования. – 2013. – 6, № 10. – С. 1194–1199.
9. Методы оптической диагностики частиц в высокотемпературных потоках / П.Ю. Гуляев, А.В. Долматов, В.А. Попов, Г.Н. Леонов // Ползуновский вестник. – 2012. – № 1/2. – С. 4–7.
10. Комплекс автоматизированной калибровки тепловизионной системы на базе MATLAB / А.В. Долматов, К.А. Ермаков, В.В. Лавриков, А.О. Маковеев // Вест. Югорского гос. ун-та. – 2012. – № 2 (25). – С. 59–63.
11. Долматов А.В., Гуляев И.П., Имамов Р.Р. Спектральный пирометр для контроля температуры в процессах термосинтеза // Там же. – 2014. – №2 (33). – С. 32–42.
12. Оценка скорости и температуры дисперсной фазы в струях плазменно-дугового напыления / М.П. Бороненко, И.П. Гуляев, П.Ю. Гуляев и др. // Фундаментальные исследования. – 2014. – 11(10). – С. 2135–2140.
13. Пат. 2383873 РФ. МПК G 01 J 3/30. Способ определения температурного распределения частиц конденсированной фазы в двухфазном плазменном потоке / И.П. Гуляев, О.П. Солоненко, А.В. Смирнов и др. – Опубл. 10.03.2010.
14. Gulyaev I.P., Ermakov K.A., Gulyaev P.Yu. New high-speed combination of spectroscopic and brightness pyrometry for studying particles temperature distribution in plasma jets // European researcher. – 2014. – № 3-2(71). – С. 564–570.
15. Kharlamov M.Yu., Krivtsun I.V., Korzyuk V.N. Dynamic model of the wire dispersion process in plasma-arc spraying // J. Therm. Spray Technol. – 2014. – 23(3). – P. 420–430.
16. Магунов А.Н. Спектральная пирометрия объектов с неоднородной температурой // Журнал технической физики. – 2010. – № 80 (7). – С. 78–82.
17. Zhao H., Ladommatos N. Optical diagnostics for soot and temperature measurement in diesel engines // Progress in Energy and Combustion Sci. – 1998. – 24(3). – P. 221–255.
18. Lu G., Yan Y. Temperature profiling of pulverized coal flames using multicolor pyrometric and digital imaging techniques // IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement. – 2006. – 55(4). – P. 1303–1308.

Поступила в редакцию 03.03.2015



РАЗРАБОТКИ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА НАНУ В ОБЛАСТИ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

Обследование состояния качества изделий и сооружений радиационными, акустическими, электромагнитными, оптическими, тепловизионными и другими физическими методами

Металлические, полиэтиленовые, композитные, керамические изделия, здания и сооружения (мосты, трубопроводы, котлы, подвижной состав, подъемное и шахтное оборудование) должны периодически обследоваться различными физическими методами на наличие дефектов, старения, износа, трещин усталости, коррозионных поражений и т.п. Для этих целей используется соответствующее оборудование и оригинальные технологии на основе радиационных, акустических, магнитных и других физических полей. При этом измеряют размеры и расположение внутренних дефектов. Эта информация ложится в основу последующих прочностных расчетов, определения остаточного ресурса и рекомендаций по допустимости эксплуатации объекта.

Комплекс диагностических услуг включает:

- визуально-оптические, радиографические, ультразвуковые, магнитные, вихретоковые, капиллярные, тепловые и другие методы неразрушающего контроля;
- рекомендации по проведению ремонтных работ на основе дефектоскопии;
- консультирование, подготовку, аттестацию и сертификацию персонала в соответствии с международным стандартом ISO 9712;
- оказание помощи в поставке оборудования и организации подразделений неразрушающего контроля;
- оценку свойств и напряженно-деформированного состояния металлоконструкций.

На фото показаны объекты, которые не могут быть приняты в эксплуатацию без проведения контроля качества их сварных соединений физическими методами.



ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
E-mail: office@paton.kiev.ua



ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА ВТ1-0 ДШП, УПРОЧНЕННОГО АЗОТОМ

В.Д. ШЕЛЯГИН, В.Я. САЕНКО, А.А. ПОЛИШКО, В.А. РЯБИНIN, А.В. БЕРНАЦКИЙ,
С.Н. СТЕПАНЮК, И.Н. КЛОЧКОВ

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

Показана возможность получения лазерной сваркой равнопрочных с основным металлом стыковых соединений листового проката ВТ1-0 ДШП толщиной 12 мм, предварительно упрочненного азотом (0,098 мас. %) из газовой фазы в процессе дугошлакового переплава. В ходе экспериментальных исследований была выполнена двухсторонняя сварка стыковых соединений с применением излучения Nd:YAG-лазера. Результаты макро- и микроисследований, замеры распределения микротвердости *HV*, механические свойства при испытании на статическое растяжение и ударный изгиб подтвердили высокое качество стыковых соединений. Однородность структуры, отсутствие трещин, пор и других дефектов свидетельствуют о перспективности разработки технологии лазерной сварки технического титана ВТ1-0 ДШП, упрочненного азотом (до 0,1 мас. %).

Ключевые слова: лазерная сварка, технический титан, упрочнение азотом из газовой фазы, свариваемость, стыковые соединения, микро-, макроструктура, микротвердость, механические свойства

Расширение производства и применения титана и его сплавов в различных отраслях техники вызвано в первую очередь их повышенной удельной прочностью (отношением предела прочности к плотности). Высокая коррозионная стойкость титана в атмосферных условиях, морской воде и ряде высокоагрессивных сред обуславливают эффективное их использование для изготовления сварных конструкций, работающих в самых тяжелых условиях эксплуатации. Объемы промышленного использования этих конструкций во многом зависят от совершенствования технологических процессов их изготовления и прежде всего сварки. К числу основных вопросов проблемы сварки титана относятся серьезные трудности, вызванные его высокой химической активностью при повышенных температурах. При сварке необходима надежная защита сварочной ванны от окружающей среды, чтобы исключить взаимодействие с газами атмосферы, иначе сварные соединения теряют пластичность, в швах образуются дефекты, в частности, поры. Для обеспечения хорошей свариваемости в титане и его сплавах ограничивают содержание вредных примесей — газов (кислорода, азота, водорода) и углерода. Так, в техническом титане ВТ1-0 содержится, мас. %: 0,12 O₂; 0,04 N₂; 0,01 H₂; 0,07 C [1].

В результате проведенного в ИЭС им. Е.О. Патона комплекса исследований [2–4] установлена возможность повышения более чем в 1,5 раза уровня прочностных характеристик технического титана марки ВТ1-0 (ГОСТ 23755–79), путем

легирования его азотом до 0,1 мас. % из газовой фазы в процессе выплавки слитков методом дугошлакового переплава (ДШП). При этом, несмотря на фактическое содержание азота (0,069 и 0,098 мас. %), в упрочненном титане ВТ1-0 ДШП толщиной 14...152 и 5...35 мм, соответственно, показатели относительного удлинения (δ , %) и сужения (ψ , %) находятся на высоком уровне — 14...27 и 32,5...47, соответственно.

Одной из главных задач исследования металлургического качества и технологических свойств упрочненного азотом листового проката ВТ1-0 ДШП как нового конструкционного материала, является его свариваемость.

Ранее [5] была показана эффективность применения электронно-лучевой сварки (ЭЛС) для получения равнопрочных с основным металлом (ОМ) сварных соединений листового технического титана ВТ1-0 ДШП толщиной 35 мм, упрочненного азотом до 0,1 мас. % из газовой фазы в процессе ДШП. Металлографические исследования подтвердили получение качественного сварного соединения без трещин, пор и других дефектов, несмотря на то, что фактическое содержание азота (0,098 мас. %) в основном металле почти в 2,5 раза превышает допустимое ($\leq 0,04$ мас. %) содержание в ВТ1-0 согласно ГОСТ 19807–74. Металл шва и ОМ характеризуются однородной структурой.

Новые возможности в производстве ответственных сварных конструкций из титана и его сплавов открываются в результате применения для этой цели лазерной и гибридной лазерно-ду-

* В работе принимали участие А.В. Сиора, А.Ю. Туник.



Таблица 1. Сравнение химического состава (мас. %) листового проката сплавов ВТ1-0 и ВТ1-0 ДШП (Ti – основа)

Материал	Al	Fe	C	[N]	[O]	[H]
ВТ1-0 ДШП	0,23	0,09	0,02	0,098	0,09	0,002
ВТ1-0 ГОСТ 19807–74	≤0,30	≤0,30	≤0,07	≤0,04	≤0,12	≤0,01

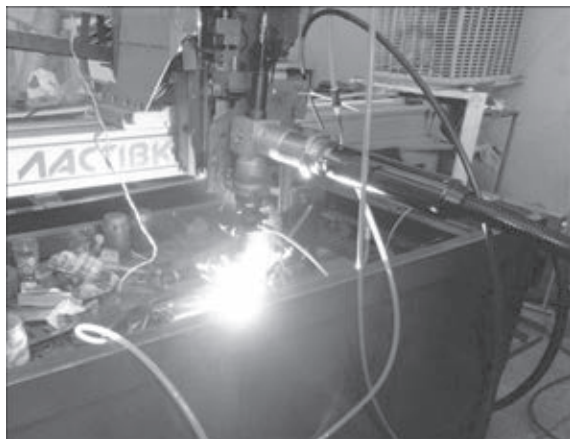


Рис. 1. Процесс лазерной сварки двухсторонних стыковых соединений листового проката ВТ1-0 ДШП толщиной 12 мм, упрочненного азотом (0,098 мас. %) из газовой фазы в процессе ДШП

говой сварки [6, 7]. Важным является также то, что лазерная сварка является одним из перспективных способов сварки, позволяющих получать высококачественные и долговечные сварные соединения практически без остаточных деформаций [8].

Целью настоящей работы является исследование свариваемости лазерным излучением стыковых соединений листового проката ВТ1-0 ДШП толщиной до 12 мм, упрочненного азотом (0,098 мас. %) из газовой фазы с оценкой возможности получения равнопрочных сварных соединений.

Таблица 2. Механические свойства листового проката толщиной 12 мм из титана марки ВТ1-0 и ВТ1-0 ДШП

Материал	σ_r , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU_{+20° , Дж/см ²
ВТ1-0 ДШП	625	705	23	40,5	61
ВТ1-0 по ГОСТ 23755–79	-	375...570	10...13	24...27	-

Таблица 3. Технологические режимы лазерной сварки пластин сплава технического титана ВТ1-0 ДШП, упрочненного азотом (0,098 мас. %)*

Номер образца	Размер образца, мм	Газовая среда (расход газа)
1	198×194×12	He – ванна (20 л/мин), Ag – хвостовая часть ванны (14 л/мин), Ag – обратная сторона сварного шва (10 л/мин)
2	207×197×12	He – ванна (20 л/мин), N ₂ – хвостовая часть ванны (14 л/мин), Ag – обратная сторона сварного шва (10 л/мин)

* Режим сварки: стык сварен с двух сторон, $P = 4,4$ кВт; $v_{св} = 1$ м/мин.

Для достижения поставленной цели были выполнены эксперименты по лазерной сварке двухсторонних стыковых соединений листового проката ВТ1-0 ДШП толщиной 12 мм, упрочненного азотом (0,098 мас.%) из газовой фазы в процессе ДШП.

Химический состав (мас.%) листового проката ВТ1-0 ДШП толщиной 12 мм, используемого для сварных образцов, приведен в табл. 1, а механические свойства в табл. 2.

Эксперименты проводили на лабораторном стенде, смонтированном на базе трехкоординатного манипулятора «Ласточка-1» производства ИЭС им. Е.О. Патона. Для экспериментов использовали Nd:YAG-лазер «DY044» производства фирмы «ROFIN-SINAR» (Германия) с длиной волны излучения $\lambda = 1,06$ мкм. Лазерное излучение передавалось по изготовленному из кварцевого стекла оптическому волокну диаметром 600 мкм и длиной 20 м. Из оптоволокну лазерное излучение попадало в коллиматор, где преобразовывалось с помощью системы оптических элементов, приобретало необходимые геометрические размеры и затем попадало на фокусирующую кварцевую линзу диаметром 50 мм с фокусным расстоянием $F = 300$ мм. Эксперименты проводили по схеме, приведенной в работе [6]. Образцы фиксировали в струбине, расположенной на предметном столе, а лазерную головку закрепляли на подвижной каретке манипулятора, как показано на рис. 1. Сварку осуществляли в атмосфере активных (N₂) и инертных газов (Ar, He). Технологические режимы сварки пластин сплава ВТ1-0 ДШП толщиной 12 мм, упрочненного азотом (0,098 %), представлены в табл. 3.

Полученные сварные соединения подвергали макро- и микроструктурным исследованиям, а также определяли их механические характеристики при испытании на статическое растяжение и ударный изгиб в состоянии после сварки.

Схематическое изображение этапов формирования двухсторонних стыковых швов лазерной сваркой показано на рис. 2.

Внешний вид сваренных пластин и технологические режимы лазерной сварки с двух сторон представлены на рис. 3, 4 и в табл. 3.

Двухсторонние стыковые швы на обеих сварных пластинах отличаются хорошим формированием, каких-либо поверхностных дефектов в металле шва или ЗТВ не обнаружено.

Металлографические макро- и микроисследования (рис. 5, 6) показали, что в

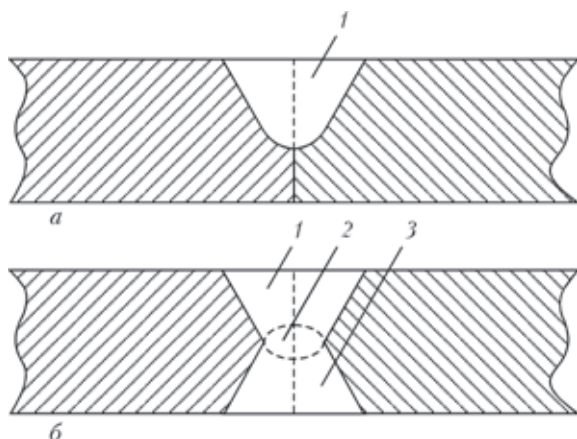


Рис. 2. Схематическое изображение этапов формирования двухстороннего стыкового соединения лазерной сваркой: *а* — лазерная дорожка с одной стороны; *б* — наложение лазерной дорожки со второй стороны (1 — шов 1; 2 — корень шва; 3 — шов 2)

результате выполнения лазерной сваркой двухсторонних стыковых швов по обоим технологическим вариантам получены качественные стыковые соединения без трещин, пор и других дефектов.

В образце 1 ($\text{He} + \text{Ar} + \text{Ar}$) ширина шва 1 составляет 6,5 мм, шва 2 — 6,6 мм, корня шва — 2,4 мм (рис. 2), при этом ширина ЗТВ составляет 0,3...0,5 мм. Во всем объеме двухстороннего стыкового шва образца 1 микроструктура состоит из игольчатой мартенситной α -фазы. В шве 1

иглы разной длины (10...15 мкм). Размер зерна на этом участке от 250 до 450 мкм, встречаются зерна с размером 100...150 мкм. Пластинчатые выделения α -фазы наблюдаются, в основном, по границам зерен. В корне шва размер зерен составляет 50...100 мкм, при этом они имеют внутризеренную игольчатую структуру с размером игл до 10 мкм. Шов 2 также имеет игольчатую мартенситную структуру. Размер зерен несколько меньше — от 150 до 250 мкм. В металле ЗТВ наблюдается переход от более мелкого зерна в металле шва к более крупному в основном металле. В металле ЗТВ каких-либо дефектов не наблюдается (рис. 5).

В образце 2 ($\text{He} + \text{N}_2 + \text{Ar}$) ширина шва 1 составляет 6,8 мм, шва 2 — 7,3 мм, корня шва — 2,6 мм (рис. 2), при этом ЗТВ составляет 0,4...0,6 мм. Во всем объеме двухстороннего стыкового соединения образца 2 микроструктура состоит из игольчатой мартенситной α -фазы. В шве 1 иглы разной длины (5...15 мкм). Размер зерна на этом участке от 150 до 250 мкм. Пластинчатые выделения α -фазы наблюдаются, в основном, по границам зерен. В зоне нахлеста размер зерен составляет 40...100 мкм, при этом они имеют внутризеренную игольчатую структуру с размером игл 5...10 мкм. Нижняя часть шва также имеет игольчатую мартенситную структуру. Размер зерен не-



Рис. 3. Внешний вид сваренных в газовой среде $\text{He} + \text{Ar} + \text{Ar}$ с двух сторон пластин сплава технического титана ВТ1-0 ДШП толщиной 12 мм, упрочненного азотом (0,098 мас. %)

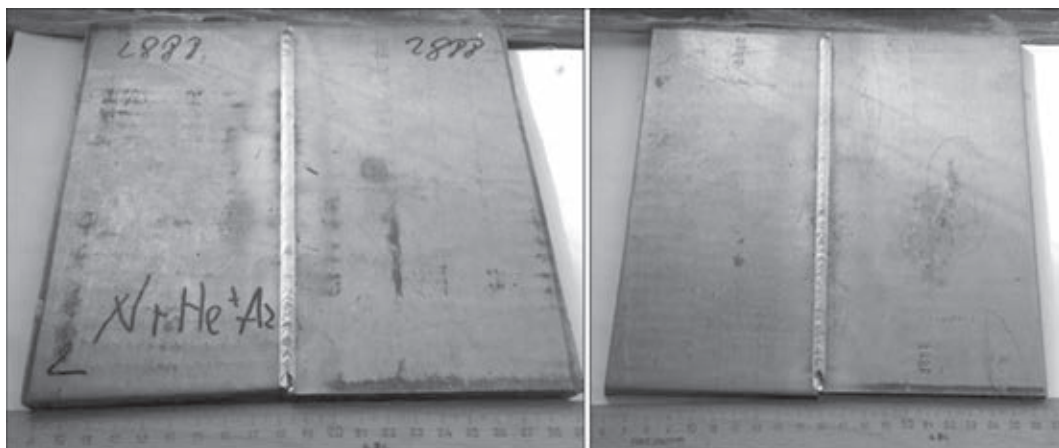


Рис. 4. Внешний вид сваренных в газовой среде $\text{He} + \text{N}_2 + \text{Ar}$ с двух сторон пластин сплава технического титана ВТ1-0 ДШП толщиной 12 мм, упрочненного азотом (0,098 мас. %)

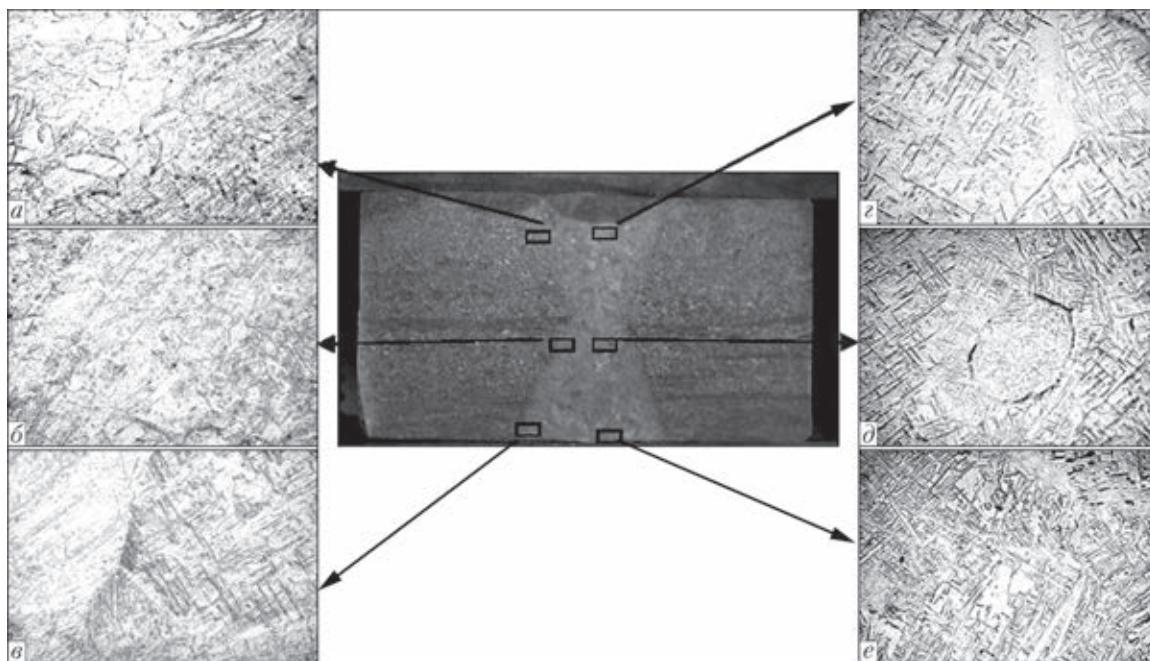


Рис. 5. Макро- ($\times 2,5$) и микроструктура ($\times 500$) двухстороннего стыкового сварного соединения (образец 1) сплава технического титана ВТ1-0 ДШП толщиной 12 мм, упрочненного азотом (0,098 мас. %), полученного в газовой среде He + Ar + Ar: а — ЗТВ шва 1; б — корня шва; в — шва 2; г — шов 1; д — корень шва; е — шов 2

сколько меньше — от 100 до 200 мкм. В металле ЗТВ наблюдается переход от более мелкого зерна в металле шва к более крупному в основном металле. В металле ЗТВ каких-либо дефектов не наблюдается (рис. 6).

Микротвердость измеряли на поперечных микрошлифах с применением твердомера LECO М-400 при нагрузке 50 г с шагом 100 мкм в разных зонах сварных соединений: шов 1, корень шва и шов 2. Наблюдается повышение значений микротвердости от ОМ (HV — 1830...2210 МПа) к металлу ЗТВ: у образца 1 (He + Ar + Ar) среднее значение HV — 2372 МПа; у образца 2 (He + N₂ + Ar)

— 2373 МПа. У металла шва образца 1 среднее значение HV — 2673 МПа; у образца 2 — 2880 МПа. В целом наблюдается повышение уровня микротвердости в металле шва образца 2 в сравнении с металлом шва образца 1 на всех исследуемых по высоте уровнях. В металле ЗТВ распределение микротвердости в поверхностных слоях шва во всем объеме полученного сварного соединения в обоих образцах практически равномерно. Механические испытания стыковых сварных соединений в состоянии после сварки (без термической обработки) проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 9651–84 на стати-

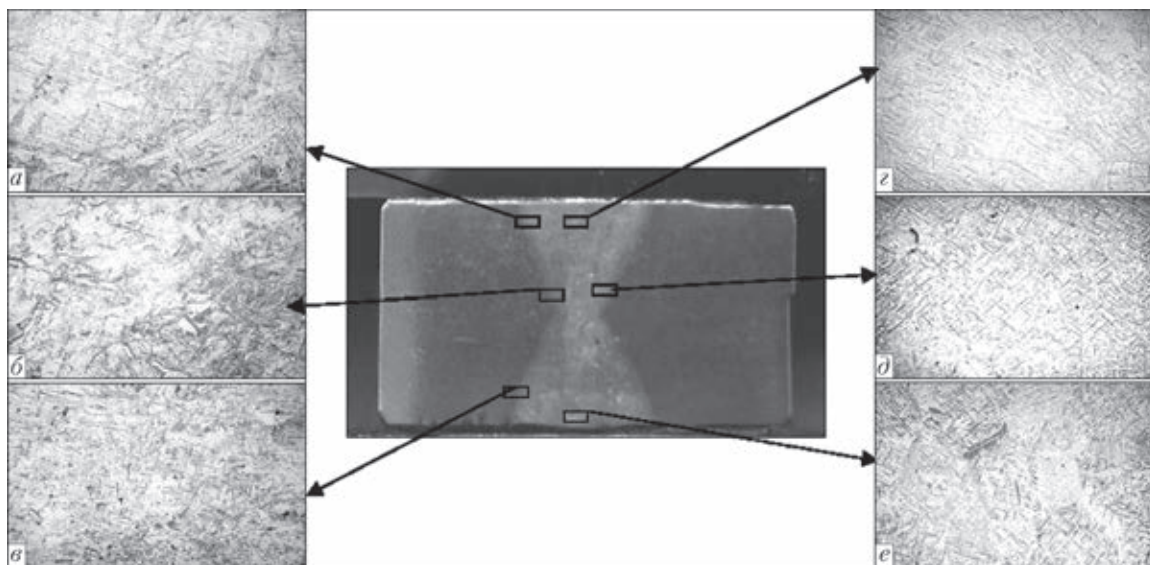


Рис. 6. Макро- ($\times 2,5$) и микроструктура ($\times 500$) двухстороннего стыкового сварного соединения (образец 2) сплава технического титана ВТ1-0 ДШП толщиной 12 мм, упрочненного азотом (0,098 мас. %), полученного в газовой среде He + N₂ + Ar (обозначения а–е такие же, как на рис. 5)

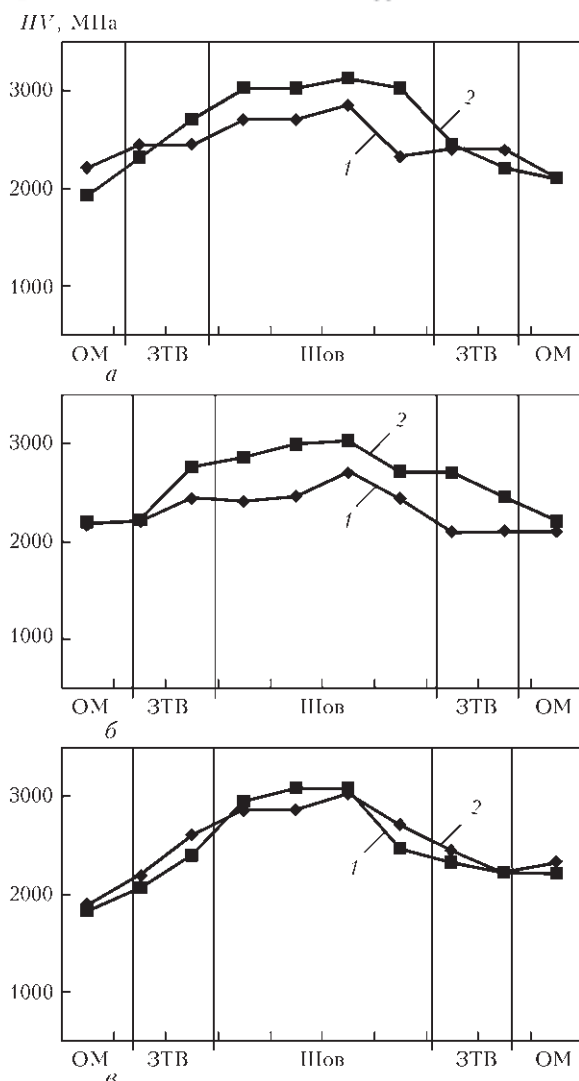


Рис. 7. Распределение микротвердости по высоте сварного соединения, ЗТВ и ОМ образцов технического титана ВТ1-0 ДШП толщиной 12 мм, упрочненного азотом (0,098 мас. %) в газовой среде He + Ar + Ar (1) и He + N₂ + Ar (2): а — шов 1; б — корень шва; в — шов 2 (см. рис. 2)

ческое (кратковременное) растяжение. Испытания проводили на сервогидравлической испытательной машине MTS 318.25 (США), позволяющей проводить нагружение с максимальным усилием

Таблица 4. Механические свойства двухстороннего стыкового сварного соединения технического титана ВТ1-0 ДШП толщиной 12 мм, упрочненного азотом (0,098 мас. %)

Исследуемые образцы	Механические свойства					Угол загиба, °
	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ , %	Ψ , %	KCU , Дж/см ²	
1	656	562	12	22	45	45
2	677	613	15	37	43	63

250 кН с погрешностью до $\pm 0,5$. Результаты обрабатывали при помощи программного обеспечения TestWorks 4 фирмы «MTS». Точность полученных результатов $\pm 0,5\%$, а по ГОСТ 1497–78 до 1 %.

Испытания проводились на образцах с надрезом посередине одним ударом маятникового пневматического копра типа 2130-КМ-03 с номинальной потенциальной энергией маятника 300 Дж при температуре 20 °С. Результаты механических испытаний представлены в табл. 4.

Разрушение образцов после испытаний на статическое (кратковременное) растяжение в обоих случаях происходило по основному металлу. Надрезы образцов для испытаний на ударный изгиб выполнены по шву. Угол загиба для лазерного шва варианта 1 составляет 45°, а для шва варианта 2 почти в 1,5 раза больше и составляет 63° (табл. 1, 4).

На макрофрактограммах поверхностей разрушений после испытаний на статическое растяжение в обоих случаях плоский излом, с небольшими следами утяжки на боковых поверхностях образцов (рис. 8).

Фрактограммы поверхностей разрушений после испытаний на статическое растяжение показывают ямочный микрорельеф с уступами. Ямки различных размеров от 5...10 до 20...30 мкм на поверхности разрушения образца 1 (рис. 9, а); и от 2...5 до 15...20 мкм на поверхности разрушения образца 2 (рис. 9, б). В обоих случаях наблюдаются участки вторичного растрескивания (рис. 9).

Макрофрактограммы поверхностей разрушений после испытаний на ударный изгиб образцов волокнистые, на поверхности разрушения образ-

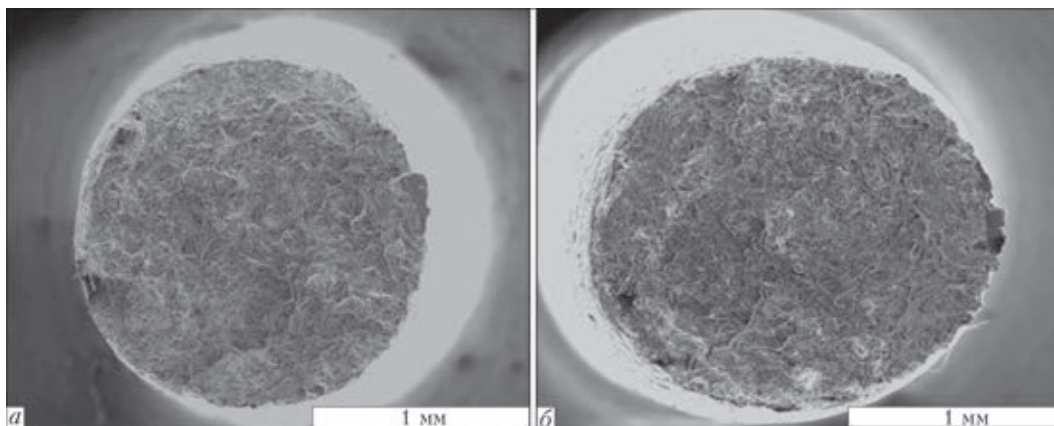


Рис. 8. Макрофрактограммы поверхностей разрушений после испытаний на статическое растяжение: а — образец сварного соединения 1; б — образец 2 сплава технического титана ВТ1-0 ДШП толщиной 12 мм, упрочненного азотом (0,098 мас. %)

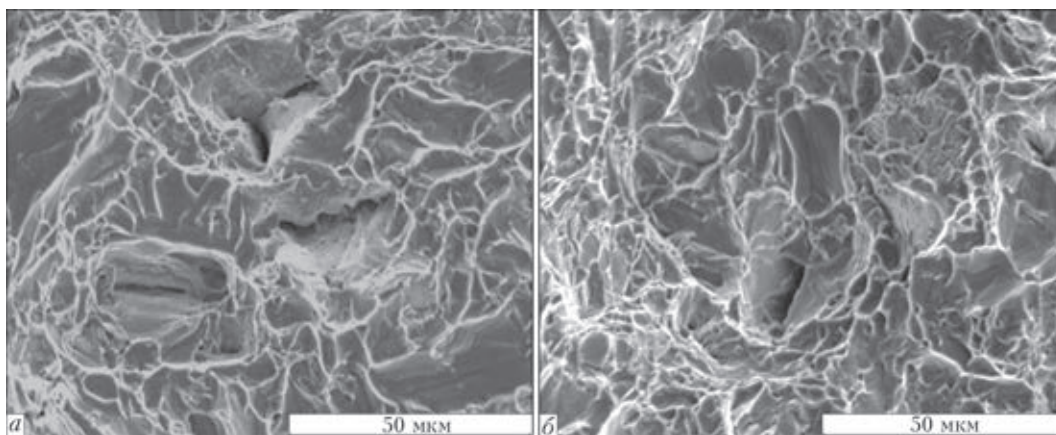


Рис. 9. Фрактограммы поверхностей разрушений после испытаний на статическое растяжение: *a* — образца сварного соединения 1; *б* — образец 2 сварного соединения сплава технического титана BT1-0 ДШП толщиной 12 мм, упрочненного азотом (0,098 мас. %)

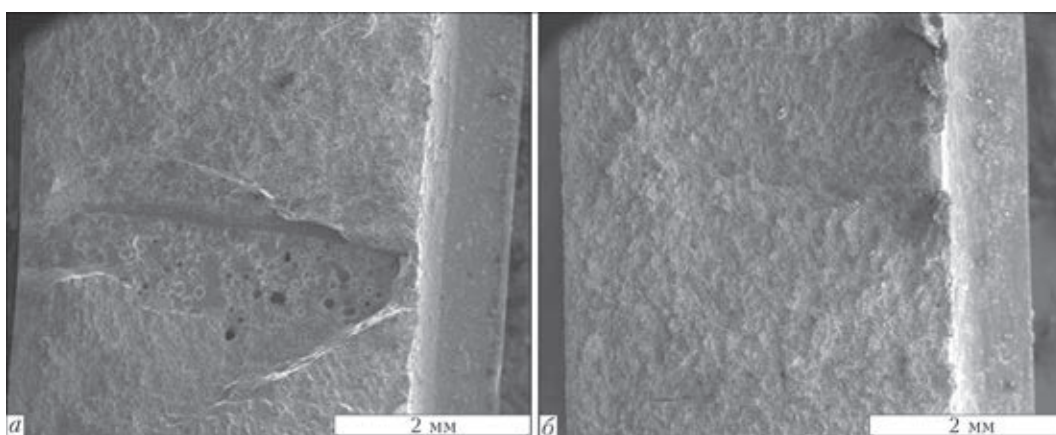


Рис. 10. Макрофрактограммы поверхностей разрушений после испытаний на ударный изгиб: *a* — образец сварного соединения 1; *б* — образец 2 сварного соединения сплава технического титана BT1-0 ДШП толщиной 12, мм упрочненного азотом (0,098 мас. %)

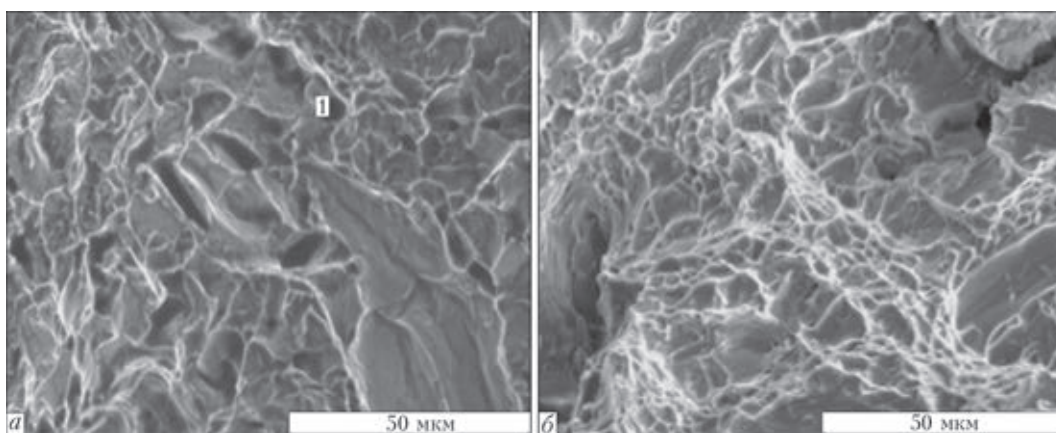


Рис. 11. Фрактограммы поверхностей разрушений после испытаний на ударный изгиб: *a* — образца сварного соединения 1; *б* — образец 2 сварного соединения сплава технического титана BT1-0 ДШП толщиной 12 мм, упрочненного азотом (до 0,098 мас. %)

ца 1 наблюдаются уступы. Поверхность образца 2 волокнистая плоская (рис. 10).

При анализе фрактограмм поверхностей разрушений после испытаний на ударный изгиб наблюдаются глубокие ямки с включениями, являющимися центрами их зарождения. Наблюдается смешанный механизм разрушения — сочетание вторичного межзеренного разрушения и, в случае

1, (рис. 11, *a*), небольшого количества ямок размером от 5...10 до 15...20 мкм, в случае 2 (рис. 11, *б*) — их большее количество, размером от 2...3 до 5...15 мкм.

В целом, фрактографический анализ показал смешанный механизм разрушения — сочетание вторичного межзеренного разрушения и признаков вязкого ямочного характера разрушения [9].

**Выводы**

1. Показана возможность получения с применением двухсторонней лазерной сварки равнопрочных стыковых швов плоского проката ВТ1-0 ДШП толщиной 12 мм, упрочненного азотом (0,098 мас. %) из газовой фазы в процессе дугошлакового переплава.

2. Результаты макро-, микроисследований, замеры распределения микротвердости HV , оценка механических свойств при испытании на статическое растяжение и ударный изгиб (значения ударной вязкости KCU_{+20} находятся практически на одном уровне для обоих случаев, а угол загиба для стыкового лазерного шва 2 (He + N₂ + Ar) почти в 1,5 раза больше, чем для стыкового лазерного шва 1 (He + Ar + Ar), подтверждают высокое качество и равнопрочность стыковых двухсторонних сварных швов: однородность их структуры, отсутствие трещин, пор и других дефектов, что свидетельствует о перспективности развития работ по применению лазерной сварки упрочненного азотом (до 0,1 мас. %) технического титана ВТ1-0 ДШП.

1. *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов* / С.М. Гуревич, В.Н. Замков, В.Е. Блашук и др. – Киев: Наук. думка, 1986. – 240 с.

2. *Упрочнение титана путем легирования азотом из газовой фазы в процессе дугошлакового переплава* / Б.И. Медовар, В.Я. Саенко, В.И. Кумыш и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. – 1994. – № 3-4. – С. 12–17.
3. *Свойства толстых плит, прокатанных из листового крупнотоннажного слитка титана ВТ1-0 ДШП массой 4,5 т* / Б.И. Медовар, В.Я. Саенко, В.И. Кумыш и др. // Там же. – 1995. – № 2. – С. 10–14.
4. *Arc-slag remelting of steel and alloys* / B.I. Medovar, V.Ja. Saenko, G.M. Grigorenko et. al. – Cambridge: Intern. Sci. Publ, 1996. – 160 с.
5. *Электронно-лучевая сварка листового технического титана ВТ1-0, упрочненного азотом в процессе дугошлакового переплава* / В.Я. Саенко, А.А. Полишко, В.А. Рябинин, С.Н. Степанюк // Автомат. сварка. – 2014. – № 11. – С. 50–53.
6. *Laser welding of titanium alloys* / B.E. Paton, V.D. Shelygin, S.V. Akhonin et al. // The Paton Welding J. – 2008. – № 7. – P. 30–34.
7. *Сварка титановых сплавов гибридным способом с использованием излучения ND:YAG- лазера и дуги с неплавящимся электродом* / В.Д. Шелягин, С.В. Ахонин, В.Ю. Хаскин, В.Ю. Белоус // Laser Technologies in Welding and Materials Processing. – Kiev: Intern. Association «Welding» 2013. – С. 96–100.
8. *Лазерно-плазменная сварка нержавеющей стали* / И.В. Кривцун, В.Д. Шелягин, А.Н. Бушма и др. // Laser Technologies in Welding and Materials Processing. – Kiev: Intern. Association «Welding» 2013. – С. 44–47.
9. *Феллоуза Дж. Фрактография и атлас фрактограмм* / Справ. изд. пер. с англ. / Под ред. Дж. Феллоуза. – М.: Металлургия, 1982. – 488 с.

Поступила в редакцию 11.02.2015

Уважаемые коллеги!

**15-я Международная научно-техническая конференция
ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ И РЕНОВАЦИЯ ИЗДЕЛИЙ (М15-2)**

01–05 июня 2015 г.

ОТЕЛЬ-КУРОРТ «РУТА»,
ЗАТОКА, ОДЕССКАЯ ОБЛ.

Тематика конференции:

- ♦ Научные основы инженерии поверхности:
 - материаловедение
 - физико-химическая механика материалов
 - физико-химия контактного взаимодействия
 - износо- и коррозионная стойкость, прочность поверхностного слоя
 - функциональные покрытия и поверхности
 - технологическое управление качеством деталей машин
 - вопросы трибологии в машиностроении
- ♦ Технология ремонта машин, восстановления и упрочнения деталей
- ♦ Метрологическое обеспечение ремонтного производства
- ♦ Экология ремонтно-восстановительных работ

В рамках конференции будет проведен семинар

**Сварка, наплавка и другие реновационные технологии
на предприятиях горно-металлургической,
машиностроительной промышленности и на транспорте**

Тематика семинара:

- ♦ Сварка при изготовлении и ремонте деталей: оборудование, материалы, технологии
- ♦ Наплавка при восстановлении и упрочнении деталей: оборудование, материалы, технологии
- ♦ Родственные реновационные процессы: оборудование, материалы, технологии



УДК 669.187.26; 621.791.(092)

ВКЛАД ЕВГЕНИЯ ОСКАРОВИЧА ПАТОНА В СОЗДАНИЕ СВАРОЧНОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И ПРОИЗВОДСТВО ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННОЙ СТАЛИ

А.П. ЛЮТЫЙПАО Электрометаллургический завод «Днепроспецсталь».
69008, г. Запорожье, Южное шоссе, 81. E-mail: info@dss.com.ua

Анализируется деятельность Е.О. Патона по исследованию металлургических процессов сварки под флюсом, разработке сварочных материалов и улучшению качества сварных соединений. Результаты этих работ были использованы при создании электрошлаковых технологий. Библиогр. 37.

Ключевые слова: сварочное производство, металлургия, специальная электрометаллургия, Институт электро-сварки, сварочный материал, история техники

В 1929 г. известный мостостроитель академик Всеукраинской академии наук (ВУАН, теперь — Национальная академия наук Украины) Е.О. Патон решил применять при строительстве мостов сварку. На протяжении столетий металлические конструкции ранее строились с применением заклепочных или болтовых соединений. Каждый из мостов, проектируемых Е.О. Патоном, отличался оригинальной архитектурой, оптимальными затратами на материалы и строительство. И академик-новатор начал работать над проектом нового моста через реку Днепр в Киеве. Евгений Оскарович решил создать принципиально новую конструкцию моста и приступил к проектированию и исследованию сварных узлов. В течение трех лет был выполнен цикл исследований эксплуатационных характеристик сварных конструкций, проведены сравнительные испытания ряда натуральных клепаных и сварных изделий, разработаны рекомендации по проектированию сварных конструкций [1, 2].

Установив, что качество сварных швов нестабильно, зависит от квалификации рабочего, сварочных материалов и параметров режима он поставил перед собой задачу — механизировать и автоматизировать технологию дуговой сварки. В 1933 г. президиум ВУАН принял решение о создании Института электросварки, утвержденное правительством УССР в январе 1934 г. [3–5].

Начались исследования факторов, влияющих на качество сварных швов, и работы по созданию сварочных материалов. Понимая, что в отличие от других способов неразъемных соединений при сварке в расплавленной ванне протекают металлургические процессы, Е.О. Патон в 1935 г. начал формировать лабораторию технологии сварки во

главе с В.И. Дятловым, окончившим металлургический факультет КПИ и проработавшим три года на заводе в г. Златоусте, где производили высококачественные оружейные стали. Исследования в области сварочного материаловедения начались с изучения особенностей структуры сварных соединений низкоуглеродистых сталей. На первом этапе развития сварочного материаловедения основное внимание уделялось установлению взаимосвязи между параметрами термических циклов и структурой шва, а также зоны термического влияния [6–8].

В это же время в ИЭС под руководством Е.О. Патона разрабатывалась сварочная головка для дуговой автоматической сварки плавящимся электродом (П.П. Буштетт) и методы защиты зоны сварки (В.И. Дятлов). Решались проблемы размещения на поверхности электродной проволоки смесей для защиты зоны сварки и подвода к ней тока в сварочных головках. В короткие сроки было разработано несколько вариантов состава смесей и конструкций проволок: с канавками, крестообразного сечения с выемками, заполненными шихтой и др. Однако стабильного удовлетворительного качества достигнуть не удалось [8].

Е.О. Патон принимает решение сосредоточить усилия на исследовании процессов сварки под флюсом. Флюс для защиты сварочной ванны применял еще Н.Г. Славянов [9], однако обычные металлургические флюсы не обеспечивали требуемого качества. Его идею использовали сотрудники фирмы Линде (США), разработавшие состав гранулированного флюса для сварки сталей и технику автоматической сварки плавящимся электродом под слоем флюса [10, 11].

Для создания нового отечественного вида сварки Е.О. Патон организовал группу металлургии



сварки в составе: В.И. Дятлов, А.М. Лапин, В.С. Ширин. Основной объем исследований пришелся на процессы плавления и металлургические процессы, протекающие в сварочной ванне [12].

В 1938–1939 гг. в ИЭС была разработана сварка под слоем флюса неплавящимся (угольным) электродом малоуглеродистых сталей толщиной до 18 мм. Продолжая развивать успехи в механизации и автоматизации процессов дуговой сварки, в ИЭС сумели самостоятельно завершить решение всех проблем, оставшихся на пути применения сварки плавящимся электродом под слоем флюса [13].

В 1939 г. был разработан первый отечественный плавный флюс (АН-1), электродная проволока с повышенным содержанием раскислителей — кремния и марганца (типа 10ГС), оригинальные конструкции сварочной головки и сварочных трансформаторов. Через год был предложен высокомарганцевый флюс для сварки малоуглеродистой проволокой. Новый способ сварки оказался в 11 раз более производительным, чем ручная сварка.

Результаты поисковых работ были обобщены Е.О. Патонем в первой в мире монографии о сварке под флюсом, вышедшей в 1940 г. В ней, кроме прочего, были заложены основы нового научного направления — сварочного материаловедения [14].

Впервые в мире Е.О. Патон раскрыл зависимость микроструктуры металла шва и зоны термического влияния от режимов сварки, систематизировал данные об особенностях микроструктуры сварного соединения. В третьем издании монографии по дуговой автоматической сварке Е.О. Патон отметил: «Шов, полученный при сварке под флюсом, существенно отличается от обыкновенного шва, сваренного открытой дугой. Несмотря на столбчатое строение, металл шва отличается большей вязкостью (относительным удлинением до 25 % и ударной вязкостью до 150 Дж/см²). Этот результат опрокидывает существующую до сих пор теорию о том, что хрупкость металла, т. е. малое относительное удлинение и ударная вязкость вызваны прежде всего столбчатой структурой. Сварка под флюсом доказала, что решающим фактором, вызывающим хрупкость металла шва, является засоренность азотом и кислородом, проникающими в расплавленный металл» [15].

Все последующее развитие сварки блестяще подтвердило точку зрения Е.О. Патона. Влияние этих факторов было так же подтверждено в новом процессе — электрошлаковом литье, разработанном в ИЭС им. Е.О. Патона в 1960-х годах [16].

Суровой проверке патоновский принцип организации создания новых технологий подвергся

в годы Второй мировой войны. В Нижнем Тагиле на Уральском танковом заводе им. Коминтерна под руководством Е.О. Патона удалось впервые в мире создать оборудование и технологию автоматической сварки танков и другой бронетехники. Основной проблемой было предупреждение образования трещин в сварных соединениях броневых низколегированных сталей.

Были установлены причины растрескивания металла швов (В.И. Дятлов, Т.М. Слуцкая, А.И. Иванов), разработаны флюсы из местного сырья (В.И. Дятлов, Т.М. Слуцкая, А.И. Коренной); изучена природа процесса в зоне сварки под флюсом и впервые в мире экспериментально доказано наличие при этом дугового разряда (Б.Е. Патон и А.М. Макара); сконструированы оригинальные автоматические сварочные головки с постоянной скоростью подачи электрода и системами управления и др. [17, 18]. В период 1941–1945 гг. при исследованиях структуры металла шва и зоны термического влияния сварки на броневых сталях была подтверждена закалочная гипотеза образования холодных трещин [18]. В годы войны получили дальнейшее развитие работы института по изучению основ сварки под флюсом (Б.Е. Патон, А.М. Макара), созданию новых материалов (флюсы АН-2, АШ, АШМА) и широкому внедрению этого прогрессивного процесса в производство оборонной техники [18–21].

Еще одной вершиной в истории автоматической сварки под флюсом стало создание впервые в мире устройств и технологий выполнения вертикальных и горизонтальных швов. Тем самым была решена задача полномасштабного применения сварки под флюсом при строительстве крупных промышленных сооружений (домен, газгольдеров, толстостенных трубопроводов) и зданий [19].

Несмотря на огромную программу внедренческих заданий, на работу в цехах восстанавливаемых предприятий научная работа в Институте проводилась по 35 темам. Е.О. Патон был инициатором целенаправленных фундаментальных исследований. В конце 1940-х начале 1950-х годов выполнялись теоретические и экспериментальные исследования, без результатов которых уже нельзя было разрабатывать новые технологии и сварочную технику и результаты которых стали основой развития новых научных направлений. Специалистами ИЭС им. Е.О. Патона, МВТУ им. Н.Э. Баумана, ЦНИИТМаш, НИАТ и другими были изучены процессы плавления электрода, кристаллизации сварочной ванны, определены причины образования пор, трещин и др. Получило развитие материаловедение сварки, выделившееся из металлургии сварки в самостоятельное направление. В подобных направлениях проводились исследо-

вания и специалистами США, Великобритании, Франции. В журналах были развернуты дискуссии, сформулированы рекомендации по повышению качества металла шва, созданию сварочных и наплавочных материалов [20–26]. Исследования первичной кристаллизации и микроскопической неоднородности сварных швов, выполненные в 1940–50-х годах, имели важное значение для совершенствования сварочных материалов и технологий.

В первые послевоенные годы был разработан ряд высококремнистых плавящихся флюсов, содержащих 40...50 % SiO_2 , а также до 20 % MnO (АН-3) или до 35...40 % MnO (АН-348, АН-348Ш, АН-348А) и др. При сварке под этими флюсами углеродистых сталей проволокой из низкоуглеродистой стали происходит восстановление кремния из флюса. Вместе с тем из флюса в металл шва восстанавливается марганец.

В середине 1940-х годов в ИЭС им. Е.О. Патона Б.И. Медовар установил, что при сварке коррозионноустойчивых хромоникелевых сталей электродами с содержанием ниобия 0,9 % и выше при содержании кремния и марганца более 1,5 % и углерода 0,09 % появляются трещины. Для сварки ниобиевой стали были разработаны и внедрены сварочные проволоки нового типа — ЭИ605 и ЭИ606, ЭП75, ЭП87, ЭИ793, а также флюсы АН-26, БКФ-5, ХНК-66 [27].

К началу 50-х годов был собран обширный экспериментальный материал по проблеме образования трещин в сварных швах. Изучены физико-химические свойства расплавленных сварочных флюсов и шлаков при высоких температурах (вязкость, электропроводность, поверхностные свойства, термодинамическая активность оксидов). Важным процессом является взаимодействие расплавленного шлака с закристаллизовавшимся металлом шва.

В результате исследований свариваемости низкоуглеродистой стали, проведенными под руководством Е.О. Патона, было установлено, что повышение чувствительности стали к переходу в хрупкое состояние в процессе термического цикла сварки зависит от химического состава, способа раскисления стали при плавке и размеров зерна. Низкоуглеродистая сталь, успокоенная кремнием и алюминием и прокатанная при оптимальной температуре, обладает наиболее низким порогом хладноломкости в зоне термического влияния [28, 29]. Что касается металла шва, то для исключения трещин необходимо, чтобы количество примесей, способствующих образованию трещин, не превышало определенной величины и распределены они были равномерно по сечению проката.

Основным результатом таких исследований явилась разработка требований к сталям для сварных конструкций. Евгений Оскарович встретился с Министром черной металлургии И.Ф. Тевосяном и попросил сделать опытные образцы стали по институтским техническим условиям. Просьба была немедленно удовлетворена и сталь, выплавленная в Мариуполе, обладала хорошей свариваемостью при отсутствии дефектов. Металлурги вынуждены были согласиться с точкой зрения Е.О. Патона — «при производстве стали необходимо учитывать требования сварщиков» (а спустя десять лет в ИЭС им. Е.О. Патона будут созданы технологии производства металлов и сплавов, которые внедрят металлурги во многих странах).

В 1948–1949 годах в ходе отработки технологии сварки под флюсом с принудительным формированием вертикального шва Г.З. Волошкевичем было обнаружено, что электродная проволока плавится при бездуговом разряде в расплавленном флюсе — шлаковой ванне. Возник новый вид сварки — электрошлаковая сварка (ЭШС), основанная на электропроводности жидкого шлака. Были решены задачи обеспечения устойчивости электрошлакового процесса, а также создания устройств для удержания металлической и шлаковой ванн и др. (Б.Е. Патон, Г.З. Волошкевич, В.Е. Патон и др.) [30, 31].

Создание процесса электрошлаковой сварки позволило решить проблемы производства нового класса массивных металлических конструкций: сварно-литых, сварно-кованных и сварно-прокатных. ЭШС «открыла путь» технологиям, получившим общее название «электрошлаковые технологии».

В 1952 г. в ИЭС им. Е.О. Патона был получен первый слиток и началось изучение путей применения сварочной металлургии, сварочной физико-химии, сварочной техники при получении слитков для прокатки иковки. Электрошлаковый переплав (ЭШП) положил начало спецэлектрометаллургии. В связи с рядом особенностей ЭШП пришлось разрабатывать специальные флюсы, используя опыт создания флюсов для ЭШС стали [32, 33].

Жидкий электропроводный шлак является не только источником тепла, но способствует рафинированию переплавляемого металла от вредных примесей (серы, неметаллических включений), защищает расплавленный металл от воздействия атмосферы.

Первой в мире промышленной электрошлаковой печью была лабораторная печь, спроектированная в ИЭС им. Е.О. Патона в 1956 г. и в мае 1958 г. запущенная на заводе «Днепроспецсталь» в г. Запорожье. Вскоре на этом же заводе был по-



строен первый в мировой практике специализированный цех ЭШП. В начале 1958 г. введена в эксплуатацию на НКМЗ первая в мире трехфазная печь для выпуска 12-процентной хромистой жаропрочной стали [34–37].

1. Патон Е.О., Козловский Н.И. Сравнение клепаных и сварных сквозных ферм: Опыт исследований. – Киев: Электросварочный ком., 1931. – 24 с.
2. Патон Е.О. Мостові опорні частини зварного типу. – Киев: ВУАН, Елект. комітет, 1932. – 36 с.
3. Протоколы заседаний Президиума ВУАН за 1930 г. – Центральный научный архив АН Украины, ф.1, оп.1, л. 108.
4. Протоколы заседаний Президиума за 1931 г. – л. 358. Організація електрозварної лабораторії (при ВУАН) // Вісник ВУАН. – 1930. – № 6. – С. 14.
5. Патон Е.О. Про організацію Електрозварного комітету при ВУАН // Вісник ВУАН. – 1930. – № 6. – С. 25–28.
6. Дятлов В.И., Слуцька Т.М. Выготовления товстых электродных покрытий из синтетических шлаков. – Київ: Вид-во АН УССР, 1938. – 47 с.
7. Дятлов В.И., Фрумин И.И., Слуцкая Т.М. Электроды Института электросварки АН УССР / Под ред. Е.О. Патона. – Киев: Изд-во АН УССР, 1941. – 130 с.
8. Литвинов А.П. В.И. Дятлов – один из основоположников научных основ сварки // Вісник Приазов. держ. техн. ун-ту. – 2008. – № 18. – С. 158–161.
9. Патон Б.Е. Современное состояние автоматической сварки под флюсом – итог развития идей Н.Г. Славянова / Сб. докл. науч.-техн. конф. сварщиков, посвященной 100-летию со дня рождения Н.Г. Славянова. – Киев: Машгиз, 1955. – С. 15–27.
10. Патон Е.О. О первенстве советской науки и техники в области сварки под флюсом. – Киев: Ин-т электросварки, 1951. – 32 с.
11. Матійко М.М. Розвиток дугового електрозварювання на Україні. – Київ: Вид-во АН УССР, 1960. – 155 с.
12. Патон Е.О. Воспоминания. – Киев: Вид-во Художньої літератури, 1956. – 322 с.
13. Чеканов А.А. История автоматической электросварки. – М.: Изд-во АН СССР, 1963. – 159 с.
14. Патон Е.О. Автоматическая сварка голым электродом под слоем флюса. – Харьков: Харьк. дом техники, 1940. – 32 с.
15. Патон Е.О. Скоростная автоматическая сварка под слоем флюса. – М.: Свердловск: Машгиз, 1942. – 208 с.
16. Касаткин Б.С. Металловедение сварки плавлением / Сварка в СССР в 2-х т. – Т.2. – С. 88–107.
17. Патон Б.Е., Макара А.М. Экспериментальное исследование процесс автоматической сварки под слоем флюса. – Киев: Ин-т электросварки АН УССР, 1944. – 92 с.
18. Патон Б.Е. Развитие автоматической электросварки под флюсом за годы войны // Электричество. – 1945. – № 3. – С. 3–5.
19. Сборник, посвященный 75-летию со дня рождения и 50-летию научной деятельности Е.О. Патона. – Киев: Изд-во АН УССР, 1948. – Т.1. – 380 с.
20. Автоматическая электродуговая сварка / Под ред. Е.О. Патона. – К., М.: Машгиз, 1953. – 393 с.
21. Патон Е.О. Развитие автоматической сварки под флюсом за 10 лет (1940–1950 гг.) // Автогенное дело. – 1950. – № 2. – С. 1–3.
22. Макара А.М., Медовар Б.И. О характере первичной кристаллизации сварочной ванны // Автогенное дело. – 1948. – № 12. – С. 25–27.
23. Любавский К.В. К вопросу взаимодействия элементов и их окислов в сварочной ванне // Там же. – 1948. – № 10. – С. 30–31.
24. Фрумин И.И., Кирдо И.В., Подгаецкий В.В. Образование пор в сварных швах и влияние состава флюса на склонность к порам // Там же. – 1949. – № 10. – С. 1–11.
25. Мовчан Б.А. О некоторых особенностях первичной кристаллизации легированного металла // Автомат. сварка. – 1953. – № 3. – С. 3–15.
26. Касаткин Б.С., Россошинский А.А. О влиянии легирующих элементов на развитие химической неоднородности сварных швов // Автомат. сварка. – 1956. – № 6. – С. 104–108.
27. Медовар Б.И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов. – М.: Машиностроение, 1966. – 430 с.
28. Патон Е.О., Северницкий В.В. К вопросу о сварных железнодорожных мостах // Сб. тр. по автоматической сварке под флюсом. – Киев: Изд-во АН УССР, 1948. – № 1. – С. 7–14.
29. Патон Е.О., Северницкий В.В. Сталь для сварных мостов // Там же. – 1949. – № 6. – С. 3–7.
30. Электрошлаковая сварка / Под ред. Б.Е. Патона. – К., М.: Машгиз, 1956. – 168 с.
31. Электрошлаковая сварка / Под ред. Б.Е. Патона, изд. 2-е. – К., М.: Машгиз, 1959. – 410 с.
32. Подгаецкий В.В. Флюсы для сварки и спецэлектрометаллургии // Сварка и спецэлектрометаллургия. – Киев: Наук. думка, 1984. – С. 188–200.
33. Патон Б.Е., Медовар Б.И. Будущее электрошлаковой технологии // Проблемы электрошлаковых технологий. – Киев: Наук. думка, 1978. – С. 7–26.
34. Патон Б.Е., Медовар Б.И., Патон В.Е. Новый способ электрической отливки слитков // Бюл. техн. информ. НТО «Машпром». – 1956. – Вып. 1. – С. 3–9.
35. Патон Б.Е., Медовар Б.И., Латаш Ю.В. Электрошлаковый переплав сталей и сплавов в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе // Автомат. сварка. – 1958. – № 11. – С. 5–15.
36. Лейбензон С.А., Трегубенко А.Ф. Производство стали методом электрошлакового переплава. – М.: Металлургия, 1963. – 237 с.
37. Электрошлаковый переплав / Б.И. Медовар, Ю. В. Латаш, Б.И. Максимович, Л.М. Ступак. – М.: Металлургиздат, 1965. – 170 с.

Поступила в редакцию 03.03.2015

СВАРКА И НАПЛАВКА МЕДИ И СПЛАВОВ НА ЕЕ ОСНОВЕ / Составители: В.М. Илюшенко, Е.П. Лукьянченко. – Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. – 396 с. Мягкий переплет, 165x235 мм.

Сборник включает основные публикации — статьи, доклады, информационные материалы и изобретения в области сварки и наплавки меди и ее сплавов за период с 1953 по 2013 гг., авторами которых являлись в основном сотрудники Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. В представленных материалах освещен широкий круг вопросов разработки прогрессивных технологических процессов сварки и наплавки этих материалов и опыт их производственного применения в различных отраслях промышленности. Сборник может быть полезен инженерно-техническим работникам сварочного производства, а также специалистам, развивающим исследования в этой области.



УДК 669.295

ПОЛУЧЕНИЕ ДЛИННОМЕРНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СПЕЧЕННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

А.Е. КАПУСТЯН

Запорожский нац. техн. ун-т МОН Украины. 69063, г. Запорожье, ул. Жуковского, 64, E-mail: glotka87@ukr.net

Цель настоящей работы состояла в определении возможности применения конвенционной сварки трением для формирования качественных соединений спеченного титанового сплава при изготовлении длинномерных полуфабрикатов. В качестве исходного материала использовали промышленный порошок титана марки ПТ5 украинского производства. Заготовки для получения прутка получали методом порошковой металлургии, химический состав которых соответствовал титану технической чистоты марки ВТ1-0. Формообразование заготовок диаметром 12 мм, длиной 100 мм проводили путем прессования. Длинномерные полуфабрикаты изготовлены с применением сварки трением на установке МФ-362. Сварку осуществляли без дополнительной защиты. Свариваемость образцов оценивали визуально, путем металлографических исследований и механических испытаний. Анализ макроструктуры сварных соединений позволил установить, что дефектов металлургического характера в сварном шве и зоне термомеханического влияния (ЗТМВ) не обнаружено. В ЗТМВ и сварном шве средний размер пор был меньше, чем в основном металле, также имел место эффект частичного и полного «залечивания» пор. Микрорентгеноспектральным качественным анализом структуры сварного шва установлено, что распределение основных примесных элементов равномерно. Механические испытания исследуемых сварных образцов позволили установить, что уровень их прочностных и пластических характеристик соизмерим с уровнем литого титана ВТ1-0. Показана возможность реализации в промышленных масштабах производства полуфабрикатов из спеченных титановых сплавов. Библиогр. 5, табл. 2, рис. 7.

Ключевые слова: титан, порошковая металлургия, прессование, спекание, сварка трением, полуфабрикат, прутки, прочность, структура

Ранее показана необходимость исследования свариваемости спеченных титановых заготовок, полученных сваркой трением [1].

Цель настоящей работы заключалась в определении технической возможности применения конвенционной сварки трением для формирования качественных соединений спеченного титанового сплава при изготовлении длинномерных полуфабрикатов (прутков).

В качестве исходного материала использовали промышленный порошок титана марки ПТ5 (ТУ 14-10-026-98) производства ГП «Государственный научно-исследовательский и проектный институт титана», ГП «Запорожский металлургический опытно-промышленный завод». Заготовки для получения прутка получали методом порошковой металлургии. Химический состав заготовок соответствовал титану технической чистоты марки ВТ1-0 (ГОСТ 19807-91). Формообразование заготовок диаметром 12 мм, длиной 100 мм (рис. 1, а) проводили путем прессования на гидравлическом прессе с усилием 700 МПа. Спекание проводили в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16И₃ при температуре 1250±20 °С в течение 3 ч, давление 13,3 Па, охлаждение проводили совместно с печью. Длинномерные полуфабрикаты изготовлены с применением сварки трением на установке МФ-362.

Сварку осуществляли без дополнительной защиты, так как она не оказывает влияния на структуру металла шва [2]. В результате сварки получены прутковые полуфабрикаты диаметром 12 мм и длиной 185...190 мм (рис. 1, б). При сварке на воздухе происходит окисление металла на глубину до 0,5 мм [2], поэтому согласно рекомендаций работы [3], с целью стабилизации механических свойств проводили механическую обработку на токарном станке для снятия поверхностного слоя, насыщенного газом.

Свариваемость образцов оценивали визуально (по наличию и форме выдавленного грата), путем металлографических исследований и механиче-

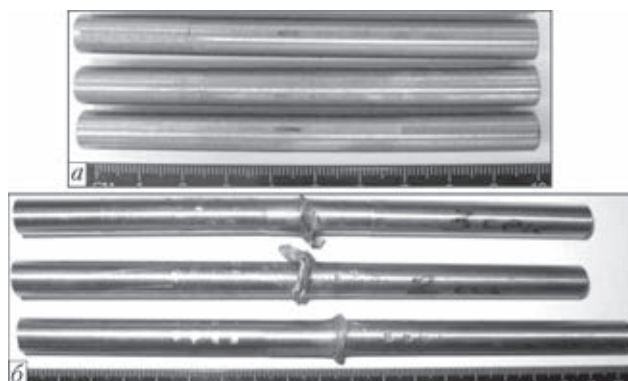


Рис. 1. Заготовки, полученные на основе метода порошковой металлургии: а — прессованные; б — сваренные (прутки)

© А.Е. Капустян, 2015

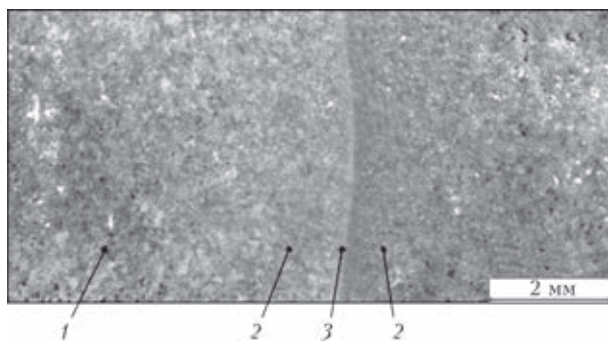


Рис. 2. Макроструктура сварного соединения заготовки из спеченного титана BT1-0, полученной сваркой трением: 1 — основной металл; 2 — околошовная зона; 3 — шов

ских испытаний. Микроструктурные исследования проводили на шлифах, изготовленных в поперечном и продольном сечении сварных заготовок с применением инвертированного микроскопа отраженного света «Observer.D1m» и электронного микроскопа JSM-6360LA, оснащенного приставкой для проведения энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа (РСМА). Механические испытания проведены на машине ИР-110 в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84 на цилиндрических образцах с рабочей частью диаметром 5 мм.

Визуальный осмотр сваренных заготовок показал, что выдавливание грата происходило по всей окружности стыка, что косвенно свидетельствует

об удовлетворительном формировании шва. В результате осадки каждая из соединяемых заготовок претерпевала одинаковое укорочение 5,0...7,5 мм в зависимости от режимов сварки.

Исследования структуры проведены на травленых шлифах, изготовленных в продольном сечении сварных образцов. Анализ макроструктуры сварных соединений позволил установить, что по месту соединения порошковых заготовок имеет место тонкая светлая полоса сварного шва шириной до 0,3 мм. На расстоянии 2,0...2,5 мм от шва в обеих заготовках образовалась зона без видимых пор, просматривающихся в основном металле образцов (рис. 2). Дефектов металлургического характера в сварном шве и зоне термомеханического влияния (ЗТМВ) не обнаружено.

Микроструктура прессованных заготовок (основной металл сварного образца) характеризовалась наличием разориентированных пластин α -фазы, по телу и границам которых располагались поры округлой и остроугольной формы размерами до 70 мкм (рис. 3, а), в среднем около 35 мкм.

При исследовании сварного соединения установлено, что в металле шва практически отсутствовали поры и структурные составляющие с четко просматриваемыми границами раздела (рис. 3, б). Микроструктура шва представляла собой фрагменты зерен α -фазы размерами до 5 мкм,

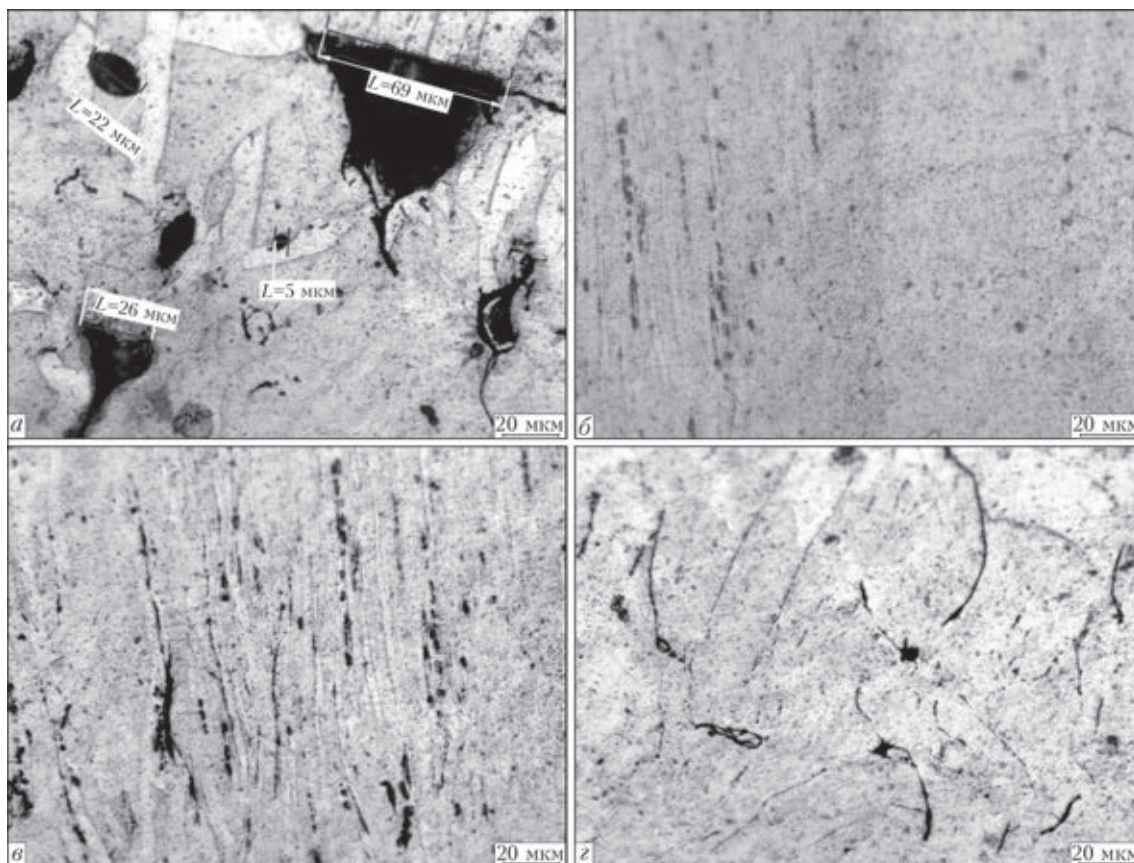


Рис. 3. Микроструктура заготовки из спеченного титана BT1-0, полученной сваркой трением: а — основной металл; б — шов; в — ЗТМВ, расположенная возле шва; г — ЗТМВ, расположенная возле основного металла



Таблица 1. Количество некоторых примесей в исследуемых материалах, мас. %

Материал	N	O	Fe
ПТ5 ТУ 14-10-026-98	0,03	–	0,08
Сплав ВТ1-0 ГОСТ 19807-91	0,04	0,2	0,25

образовавшиеся в результате интенсивной деформации металла под действием давления и трения, при этом диаметр обнаруженных пор не превышал 3 мкм, что свидетельствовало об уменьшении пор и возможном их «залечивании» под действием сдвиговой деформации (рис. 3, б).

Следует отметить, что структура ЗТМВ сваренных заготовок имела отличия. ЗТМВ представляла собой тонкопластинчатую структуру и состояла из радиально ориентированных α -пластин шириной до 3 мкм и длиной до 150 мкм, по границам которых располагались вытянутые поры размерами около 15 мкм.

Формирование радиальной ориентировки и «залечивание» пор вызвано действием осевой силы при осадке и температуры (рис. 3, в). Аналогичный эффект наблюдается при обработке прутков и литых деталей из титановых сплавов методами интенсивной пластической деформации или в газостате [4].

В то же время ЗТМВ, расположенная возле основного металла заготовки, состояла из пластин α -фазы искаженной формы размерами около 10×50 мкм, поры в данной зоне имели серповидную форму (см. рис. 3, г) и располагались произвольно, кроме этого в структуре присутствовали единичные округлые поры диаметром 4...5 мкм.

Таким образом, металлографическое исследование позволило установить, что в металле ЗТМВ средний размер пор был меньше, чем в основном металле, также имел место эффект частичного и полного «залечивания» пор. В сварном шве поры практически отсутствовали, а остаточные поры имели на порядок меньшие размеры, чем в основном металле.

Микрорентгеноспектральным качественным анализом шва и зон с обеих сторон шва установлено, что распределение основных примесных элементов равномерно (рис. 4). Микрорентгеноспектральным количественным анализом шва и зон с обеих сторон шва (рис. 5) установлено, что количество основных примесных элементов не превышает требований ГОСТ для сплава ВТ1-0 (табл. 1).

Следовательно, сварка трением без газовой защиты спеченного титана не приводит к насыщению сварного шва и металла ЗТМВ газами из окружающей атмосферы.

Механические испытания исследуемых сварных образцов позволили уста-

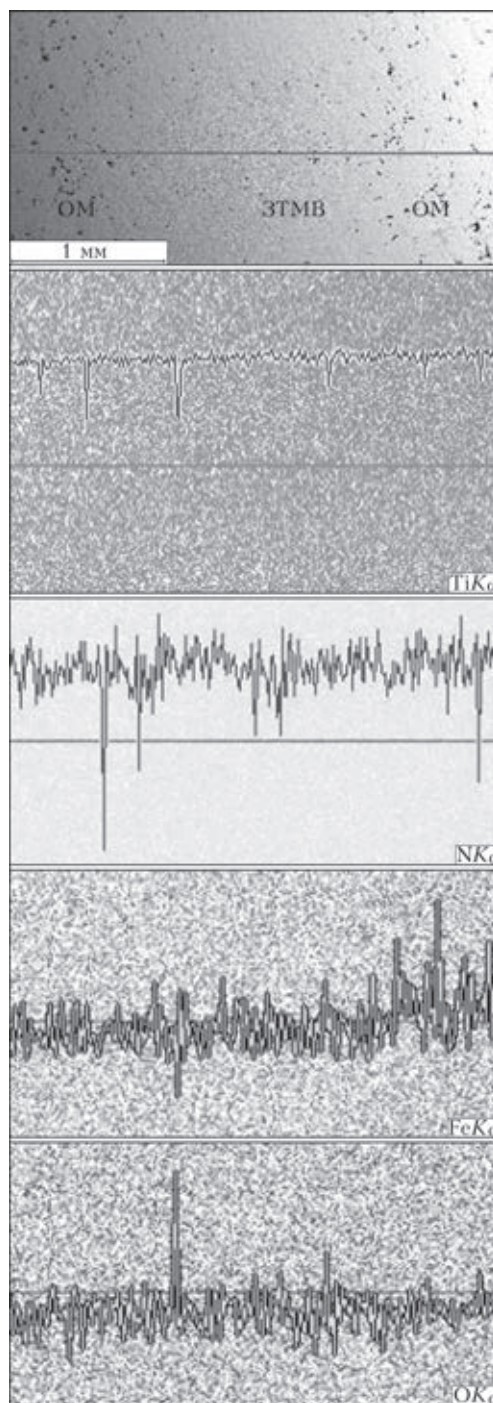


Рис. 4. Макроструктура сварного соединения спеченного сплава ВТ1-0 (а) и распределение элементов (Ti, N, Fe, O) новить, что уровень их прочностных характеристик соизмерим с уровнем литого титана ВТ1-0 (табл. 2), более низкая пластичность обусловлена тем, что разрушение образцов в большинстве случаев происходило вне зоны сварного шва – по

Таблица 2. Механические свойства сварной заготовки из сплава ВТ1-0, полученного на основе метода порошковой металлургии

Состояние материала	Механические свойства		
	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	ψ , %
Спеченная сварная заготовка из титана ВТ1-0 (разрушение вне шва)	322...338	7...9	14...18
Литой сплав ВТ1-0 [5]	340...390	7...17	33...40

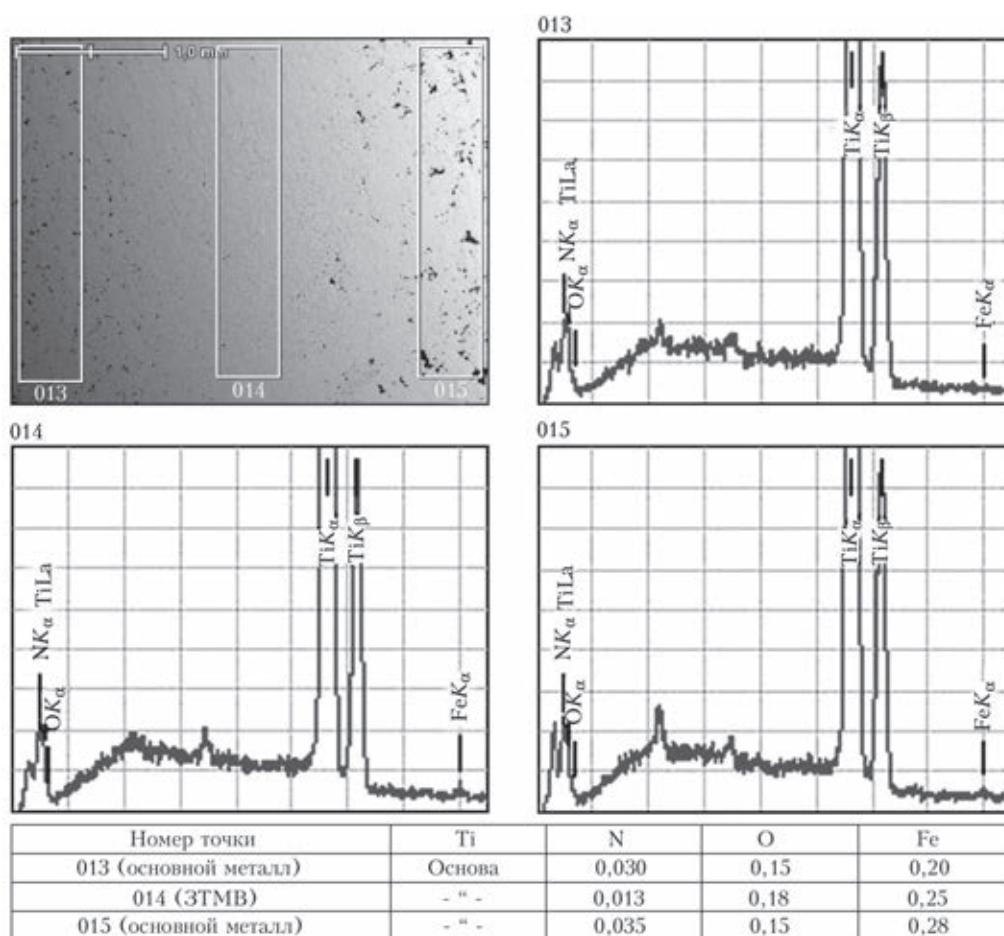


Рис. 5. Количественное распределение элементов в образцах титана BT1-0

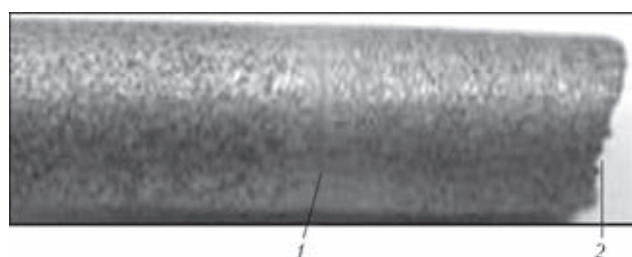


Рис. 6. Вид образца после испытаний на растяжение: 1 — сварной шов; 2 — зона разрушения

основному металлу, в котором наблюдалось большое количество пор, снижающих деформационную способность металла (рис. 6).

В целом, значения механических свойств сварного шва заготовок спеченного титана BT1-0 находились на уровне свойств литого титана, а предел прочности шва превышал прочность спеченного титана, поскольку в шве формировалась дисперсная микроструктура с единичными порами.

На основании проведенных экспериментов были получены заготовки серийных размеров (диаметр 40 мм, длина 700 мм).

Таким образом, показана возможность реализации в промышленных масштабах производства полуфабрикатов из спеченных титановых сплавов. Это дает основание для более широкого применения спеченных титановых сплавов в виде свар-

ных длинномерных полуфабрикатов, обеспечивая внедрение титана в новые, масштабные области техники.

Выводы

1. Реализована конвенционная сварка трением заготовок из спеченного сплава BT1-0.

2. Показана техническая возможность применения конвенционной сварки трением для формирования качественных соединений спеченного титанового сплава при изготовлении длинномерных полуфабрикатов.

3. В результате металлографического исследования установлено, что ширина сварного шва составляла 0,08...0,25 мм, ширина ЗТМВ – 2...2,5 мм. В сварном шве практически отсутствовали поры, диаметр остаточных пор не превышал 3 мкм, в ЗТМВ — до 5 мкм, ширина частично захлопнутых пор составляла не более 3 мкм, в то время как в основном металле максимальный диаметр пор находился в пределах 70 мкм.

4. Установлены закономерности распределения элементов (азота, кислорода, железа) в сварном шве и показано, что при сварке без дополнительной защиты не происходит дополнительного газонасыщения.



5. Установлено влияние структуры на механические свойства сварных соединений пористых материалов. Обоснована целесообразность применения конвенционной сварки трением для получения равнопрочных соединений. Уровень механических свойств сварного соединения спеченных титановых сплавов находился на уровне литого титана BT1-0 и составлял: $\sigma_B = 322...338$ МПа, $\delta = 7...9\%$, $\psi = 14...18\%$.

6. Заготовки можно успешно отправлять в переплав.

1. Овчинников А.В. О возможности производства прутков из спеченных титановых сплавов с использованием методов сварки // Автомат. сварка. – 2014. – № 1. – С. 50–53.

2. Влияние параметров режима сварки трением на структуру и механические свойства соединений титанового сплава BT3-1 / А.Г. Селиверстов, Ю.М. Ткаченко, Р.А. Куликовский и др. // Автомат. сварка. – 2013. – № 1. – С. 29–34.
3. Большаков М.В., Черницын А.И. Структура и свойства титанового сплава OT4, а также его соединений, выполненных сваркой трением // Свароч. пр-во. – 1974. – № 7 (452). – С. 40–42.
4. Овчинников А.В. Применение титановых сплавов с субмикроструктурной структурой для восстановления деталей роторной части ГТД // Автомат. сварка. – 2012. – № 2. – С. 21–25.
5. Коваленко Т.А., Овчинников А.В. Влияние исходной структуры на механизмы разрушения и механические свойства субмикроструктурного титана // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – № 1. – С. 72–80.

Поступила в редакцию 15.12.2014

ЭФФЕКТИВНЫЙ КОНТРОЛЬ

АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫЙ МОНИТОРИНГ —
СОВРЕМЕННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ БЕЗОПАСНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ
ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ



Энергетика — стратегически важная отрасль промышленности Украины, однако большая часть существующих объектов энергетики построена еще в СССР, и в настоящее время нуждается в серьезной модернизации. Одна из приоритетных научно-технических задач в отрасли — продление ресурса оборудования и вывод его из эксплуатации по фактическому состоянию. Эффективным средством решения этой задачи является создание информационно-измерительных систем непрерывного мониторинга, позволяющих контролировать работоспособность оборудования непосредственно в процессе эксплуатации с оценкой его фактического состояния. Современное развитие средств вычислительной техники, радиоэлектроники, прикладной математики, техники испытаний, науки о прочности материалов и механики сплошной среды позволяют решить эту задачу на достаточно высоком уровне.



КОНСТРУКЦИОННЫЕ СВЕРХЛЕГКИЕ ПОРИСТЫЕ МЕТАЛЛЫ (Обзор)

М.А. ХОХЛОВ, Д.А. ИЩЕНКО

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

В последние годы проявляется повышенный интерес к пористым металлам, которые имеют много привлекательных технологических свойств. В статье представлены основные технологические преимущества пористых металлов, обуславливающие перспективность их применения. Пористые металлы, сохраняя основные достоинства исходного материала, имеют во много раз ниже тепло- и электропроводность, а их звукопоглощение и демпфирующая способность выше. В качестве способов соединения пористых металлов могут быть использованы склеивание, пайка или диффузионная сварка. Пористый алюминий способен обеспечить беспрецедентное соотношение прочности к весу, что может активно применяться в аэрокосмических технологиях, где минимизация массы имеет большое значение. Наиболее широко применяемым на сегодняшний день свойством пористого алюминия является демпфирование и максимальное поглощение вибраций, волн и энергии удара при столкновениях. В ближайшем будущем пористые сплавы, в зависимости от степени пористости и проявления новых уникальных свойств, станут основными конструкционными и защитными материалами при создании военной амуниции, в строительстве, приборостроении, а также автомобильной, железнодорожной, аэрокосмической технике и кораблестроении. Пористые металлы интенсивно производятся с 2000 года в Европе, США и Японии. В Украине производство пористого алюминия освоено на экспериментальном уровне и до сих пор является дорогостоящим и энергоемким. Библиогр. 17, рис. 12.

Ключевые слова: сверхлегкие материалы, алюминий, магний, пористый алюминий, пеноалюминий, демпфирование, удельная прочность, приборостроение, телекоммуникационный спутник, аэрокосмическая индустрия, свариваемость

В последние годы проявляется повышенный интерес к пористым металлам, которые имеют много привлекательных технологических свойств. Пористый металл (ПМ) — это металлическая пена, ячеистая структура которой содержит большое количество равномерно распределенных пор и перемычек. Существует несколько принципиально различных технологий получения пористых металлов, одной из которых является спекание гранул-полуфабрикатов (рис. 1). Различие в технологиях позволяет получать ПМ с различной конфигурацией пор, что меняет их плотность и технологические свойства до противоположных. К примеру, ПМ с закрытыми порами (рис. 2, а) имеет пористость 50...80 % и обеспечивает теплоизоляционные свойства, а материал с открытыми порами (рис. 2, б) и пористостью 35...95 % позволяет осуществлять теплообмен. У ПМ низкая ги-

гроскопичность (1...3 %), что обуславливает морозостойкость и отсутствие трещин при перепаде температур. Металлические пены из алюминия, магния, стали, титана или цинка хорошо соединяются склеиванием, сваркой, пайкой с различными материалами, имеют повышенную коррозионную стойкость, легко поддаются сверлению, распиливанию и фрезерованию.

Пористый алюминий (ПА) способен обеспечить беспрецедентное соотношение прочности к весу, что может активно применяться в аэрокосмических технологиях, где минимизация массы имеет большое значение. Так как доля алюминия в конструкциях самолетов составляет от 2/3 до 3/4, а ракет — от 1/20 до 1/2, то возможность замены монолитных материалов на пористые в крупных элементах конструкции является перспективной задачей (рис. 3).

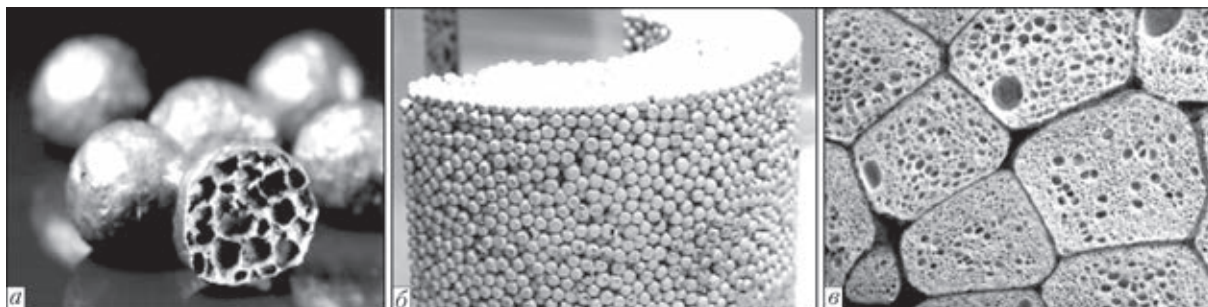


Рис. 1. Гранулы-полуфабрикат (а) помещаются в форму для спекания (б) при получении пористого алюминия (в)

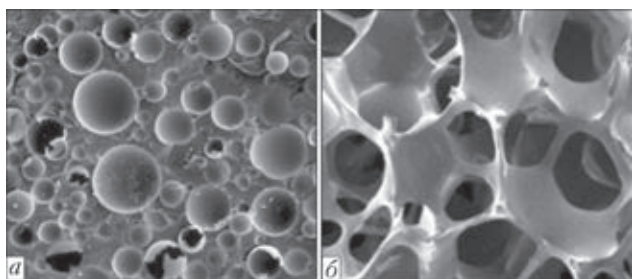


Рис. 2. ПА с закрытым (а) и открытым (б) типом пористости

Замена дорогостоящих сотовых конструкций панелями из ПА [1–3] (рис. 4–6) может существенно сократить издержки производства телекоммуникационных спутников и другой космической техники, где имеет место тенденция роста соотношения массы полезной нагрузки (исследовательское оборудование, закрепленное на спутнике), к общей массе запускаемого космического аппарата (платформа) (рис. 7).

Пористые металлы, сохраняя основные достоинства исходного материала, имеют во много раз ниже тепло- и электропроводность, а их звукопоглощение и демпфирующая способность выше, чем у металла перемычек. Кроме того, они нетоксичны, термо- и биостойки, не разрушаются при воздействии горюче-смазочных веществ, растворителей, ультрафиолета и радиации. При воздействии открытого огня они постепенно размягча-

ются, если температура в зоне нагрева достигает 650...800 °С.

Механические свойства пеноматериалов обусловлены трехмерной изотропной структурой и определяются поведением отдельных структурных элементов — перемычек. Сжатие материала проходит в четыре этапа. На первом происходит деформация при небольших нагрузках самых слабых элементов каркаса и краевых неоднородностей, на втором — упругая деформация, а на третьем перемычки теряют устойчивость, развиваются пластические деформации и диаграмма сжатия переходит в плоский участок (плато сжатия). Процесс носит циклический цепной характер: потеря устойчивости одной из перемычек влечет развитие деформации у соседних и далее по всему слою, постепенно слою материала схлопываются до предела компактификации, когда поры окончательно закрываются и деформированный материал начинает приобретать свойства компактного. На четвертом этапе напряжение в материале снова возрастает и постепенно он приближается к компактному материалу.

Для ПМ характерно нелинейное поведение при деформации, свойственное ячеистым структурам. Поэтому пористые металлы используются не только для демпфирования удара, но и для повы-

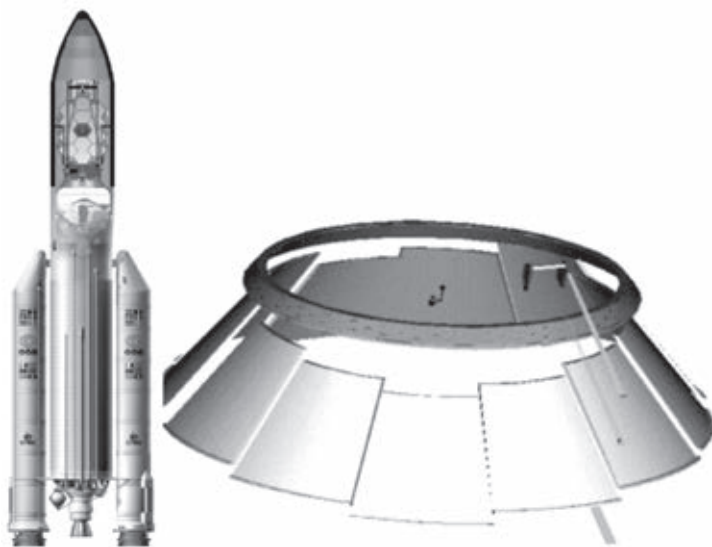


Рис. 3. Сегменты конуса AFS двигателей ракеты Arianne из ПА

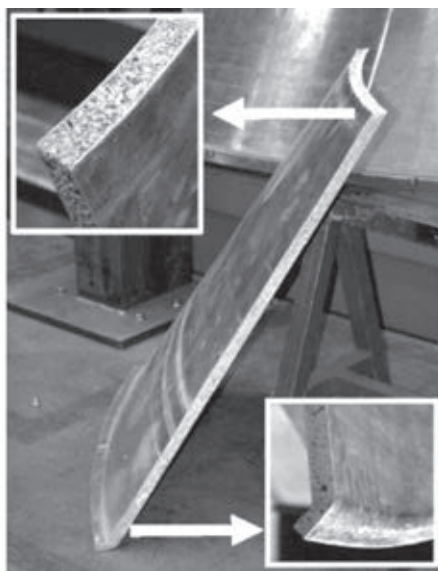


Рис. 4. Традиционный материал для сотовых панелей из фольги (а) и пористый «honeycomb» производства компании «Fraunhofer» (Германия) (б) в сотовой панели (в)



шения жесткости полых профилей (рис. 8), изготовления негорючих, легких огне- и теплостойких демпфирующих материалов, а также упрочнения анкеров в бетонных стенах. ПА может использоваться в качестве литейных стержней. После литья они остаются в готовой фасонной отливке взамен пустот, которые предусмотрены для облегчения автомобиля, что дает определенные преимущества в прочности и уменьшает затраты на удаление обычных песчаных стержней.

Прочность изделий из ПА значительно повышается при поверхностной обработке — прокатке, ковке, штамповке [4, 5]. ПА не плавится при температуре плавления исходного сплава: при нагреве в электропечи до температуры 1400 °С он не расплавился; после выдержки 100 ч при температуре 1482 °С сильно окислился, но прочность и размеры образцов остались прежними. Таким образом, ПА можно многократно нагревать до высоких температур и быстро охлаждать, при этом его свойства изменяются незначительно. Для производства гибких листов ПА больших размеров с регулируемыми значениями пористости содержание воздуха по объему доводят до 93...98 %, затем полученный материал прокатывают в листы.

Характеристики структуры ПА влияют на степень деформации при его сжатии [6]. ПМ из сплава АМг6 плотностью 0,5...0,6 г/см³ устойчив к упругой релаксации до и после пластической деформации, вплоть до 27 % сжатия. При 4,5...5 % сжатия этот материал деформируется упруго; при 5,5...6 % — упругая деформация в нем переходит в пластическую. Упрочнение материала после многократного сжатия в упругой и упруго-пластической области для образца плотностью 0,6 г/см³

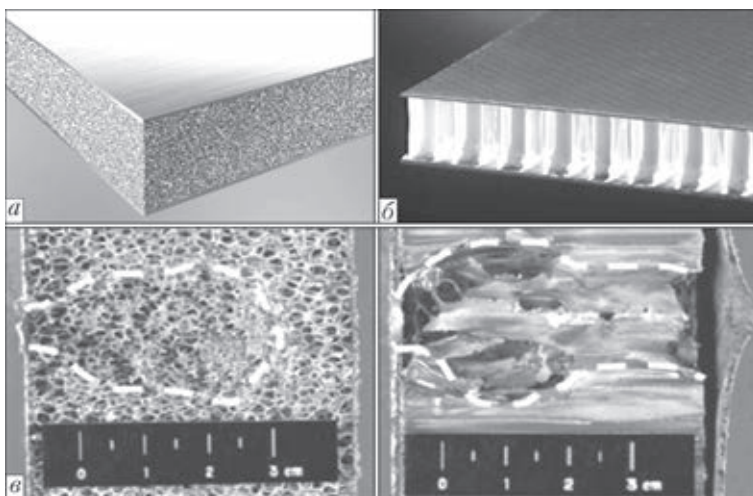


Рис. 5. Сравнительное испытание (в) сотовой панели из алюминиевой фольги (б) и сэндвичевой панели из высокопористого алюминия (а)

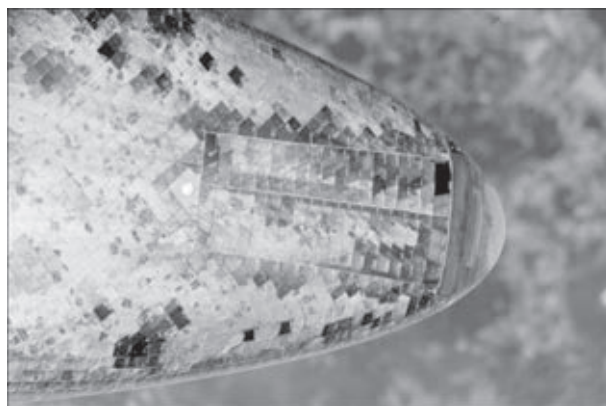


Рис. 6. Повреждения антиметеоритной защиты Space Shuttle Discovery

не превышает $\Delta\sigma = 1$ МПа, а для образца меньшей плотности 0,5 г/см³ достигает $\Delta\sigma = 2,7$ МПа, что может быть связано с механизмом эволюции каркаса. В процессе сжатия структура материала плотностью 0,5 г/см³ эволюционирует по механизму захлопывания и кручения пор.

В университете Северной Каролины (США) получена «самая прочная металлическая пена в

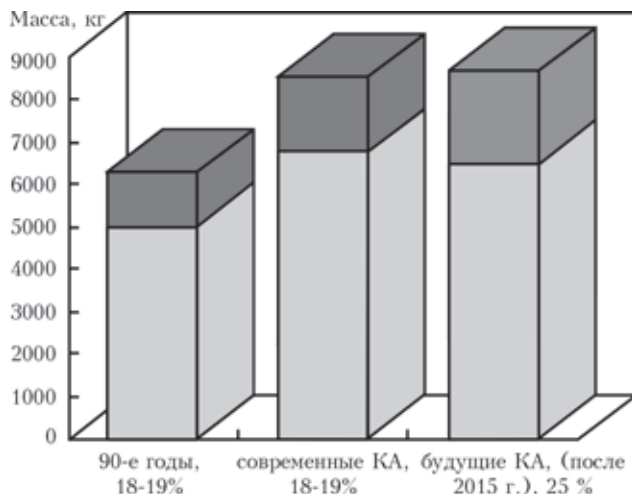


Рис. 7. Перспектива соотношения массы полезной нагрузки (окрашено в темный цвет) к общей массе космического аппарата (КА) (окрашено в светлый цвет)

мире» [7]. Материал может сжиматься до 80 % своего размера под действием веса и сохранять первоначальную форму после снятия нагрузки. Новая металлическая пена уникальна благодаря однородности ячеек и их стенок. Именно это придает ей прочность и эластичность, необходимую для сжатия без деформации.

Наибольший интерес к ПА проявляют автомобилестроители. При изготовлении кузова используются трехслойные алюминиевые листы с алюминиевой пеной. Низкая масса подобной конструкции уменьшает расход бензина. Кузов на 50 % легче соответствующего стального, но в 10 раз стабильней. Трехмерные многослойные структуры усиливают жесткость рамы. Из них можно изготавливать также детали корпуса — от дверец до сложной группы элементов днища. Такие детали очень легкие и имеют жесткость в 15 раз выше, чем обычные листовые конструкции.

ПА фирмы «Сумат» (Канада) в виде профилей прямоугольного сечения используется для амортизаторов дверец легковых автомобилей и аварийных перегородок. В отличие от сотовой конструкции алюминиевого материала ПА изотропен и может противостоять удару под любым углом.

Применение технологии производства пеномагния фильтрацией через гранулы водорастворимых солей позволяет получать изделия пористостью 55...75 %, плотностью 0,7...0,9 г/см³, с пределом прочности при сжатии 5...10 МПа. У пеномагния высокие демпфирующие свойства, а его коэффициент упругой и вязкой деформации в 2...5 раз меньше, чем у ПА [8].

Разработанные сотрудниками университета в г. Бойсе (штат Айдахо, США) и Северо-Западного университета (штат Иллинойс, США) сплавы никеля с марганцем и галлием отличаются крупнопористой структурой.

Это делает их легкими, при этом материалы сохраняют и исключительную прочность. Но у новых сплавов есть и совсем необычное свойство — они удлиняются под действием внешнего магнитного поля до 10 % от исходной длины. При этом им присущ эффект памяти — они сохраняются в измененном состоянии сколь угодно долго при снятии поля, но могут вернуться в исходное состояние при вращении магнитного поля на 90°. Новый сплав получен в виде поликристаллического материала. Обычно такие материалы отличаются отсутствием пор, а их упругие свойства и способность к деформации в целом очень незначительные.

Новый материал с «магнитной памятью формы» получен путем заливки расплава в образец из соли алюмината натрия, имеющего внутри поры. Затем алюминат натрия растворяют с по-

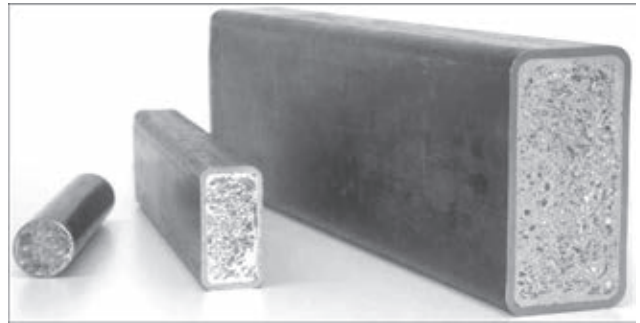


Рис. 8. Типы панелей с наполнителем из ПА

мощью кислоты и там, где были заполненные им фрагменты, образуются большие поры. Этот материал подвергали различным испытаниям, в частности, вращающимся магнитным полем. После 10 млн. оборотов в магнитном поле материал сохранял свои способности к упругой деформации, что делает его вполне пригодным для использования в различных системах магнитного привода. Разработчики считают, что есть еще резервы для дальнейшего усовершенствования подобных систем. Пористая структура материала и, соответственно, малая плотность, реакция на магнитные поля позволяют в перспективе использовать его в таких отраслях, как биомедицинские насосы без движущихся частей, различные устройства для контроля малых перемещений.

Фирма «Neuman Aluf foam» (Австрия) изготавливает из ПА корпусные ненагруженные детали автомобилей (рис. 9) и гасители бокового удара, которые закладываются в боковые дверцы. Плотность деталей из ПА — 0,5...0,6 г/см³. Отмечается, что закрытая внешняя оболочка, окружающая пористую структуру, обеспечивает более высокую жесткость, чем у структуры с открытой пористостью. Фирма выпускает также детали кузова и ходовой части, работающие на изгиб и кручение, для усиления их жесткости.

Фирма «Alulight International GmbH» (Германия, Австрия) предлагает ПА плотностью от 300 до 1000 кг/м³ для изготовления: корпусных шумопоглощающих деталей; электромагнитных экранов в виде настенных и потолочных плит,

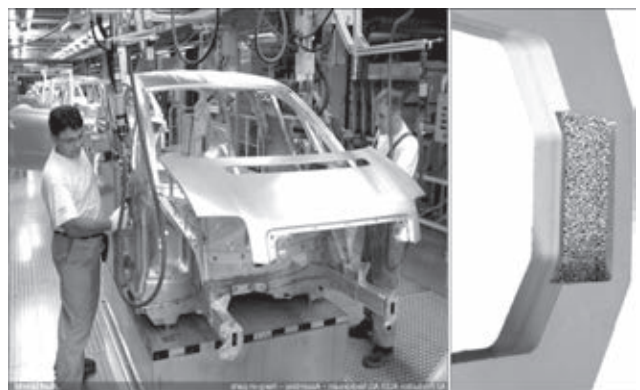


Рис. 9. Корпусные детали автомобилей из ПА



Рис. 10. Изделия с применением ПА производства «ERG Aerospace Corporation» (США) [9]

защищающих от проникновения или излучения электромагнитных волн частотой от 0,1 до 1000 МГц, а также корпусов электронных приборов; тепловых экранов; легких строительных материалов как негорючую альтернативу дереву и пластмассам (может поставляться в виде плит с максимальными размерами 625×625 мм, толщиной от 8 до 25 мм); гасителей удара для автомобильного и рельсового транспорта; шумогасителей, работающих в тяжелых условиях (высокая температура, влажность, пыль, вибрация), в стерильных или пожароопасных помещениях.

Интересен способ получения плит ПА увеличенной длины [10]. Плиты из ПА, полученные горячей прокаткой смеси порошка алюминиевых сплавов с порофором в листовую заготовку с последующим вспениванием, соединяют последовательно встык. Между торцами плит размещают порошковую прослойку из смеси алюминиевых гранул размером не менее 200 мкм и порофора в количестве, на 50 % превышающем количество порофора в смеси для производства листовой заготовки. Собранные плиты фиксируют от взаимных перемещений и нагревают место стыка до темпе-

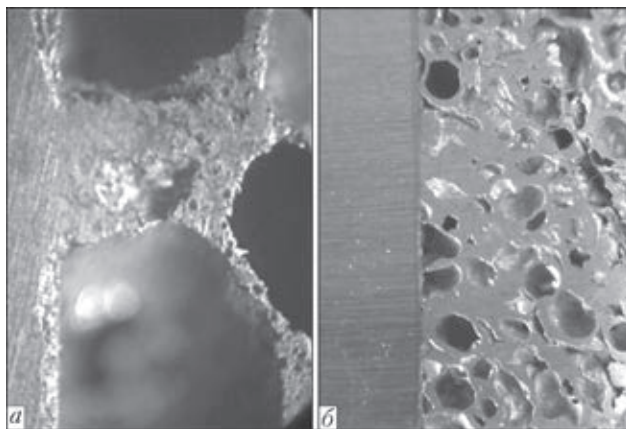


Рис. 11. Соединения ПА с монолитными алюминиевыми (а) и магниевыми (б) сплавами

ратуры, обеспечивающей вспенивание порошковой прослойки, со скоростью 150...300 °С/мин. Способ позволяет повысить прочность и качество мест соединения.

Таким образом, применение ПМ возможно для следующих изделий: фильтры; огнепреградители; шумопоглотители (при повышенных частотах более 800 Гц); носители катализаторов; демпферы механических, акустических и электромагнитных импульсов; конструктивные элементы; сэндвич-панели; заполнители полостей и емкостей (рис. 10).

В качестве способов соединения ПМ могут быть использованы склеивание, пайка, диффузионная или электронно-лучевая сварка.

В отделе физико-металлургических процессов сварки легких металлов и сплавов ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины методом механо-химической активации соединяемых поверхностей были получены экспериментальные биметаллические соединения ПА из сплавов В95 и АК7 с монолитными алюминиевыми (АД1, АК12, АМг6) и магниевыми (МЛ4, МА2-1) сплавами (рис. 11) при температуре 140...300 °С применительно к созданию сверхлегких блоков капсулирования микроэ-



Рис. 12. Крепление гранул ПА (а) для изготовления панели-вкладыша (б) общевойскового штурмового бронежилета (в)

лектроники аэрокосмического назначения [11–17]. Подобные соединения также могут применяться для крепления гранул-полуфабрикатов при создании композитных бронепанелей общевойскового штурмового бронезилета (рис. 12), построенного по модульному принципу, что обеспечивает круговую защиту торса от осколков, холодного и стрелкового оружия.

Наиболее широко применяемым на сегодняшний день свойством ПА является демпфирование и максимальное поглощение вибраций, волн и энергии удара при столкновениях. В ближайшем будущем пористые сплавы, в зависимости от степени пористости и проявления новых уникальных свойств, станут основными конструкционными и защитными материалами при создании военной амуниции, в строительстве, приборостроении, а также автомобильной, железнодорожной, аэрокосмической технике и кораблестроении. Пористые металлы интенсивно производятся с 2000 года в Европе, США и Японии. В Украине производство ПА освоено на экспериментальном уровне и до сих пор является дорогостоящим и энергоемким. Учитывая военно-политическую ситуацию в стране, развитие производства ПА и создание из него легких и прочных конструкций могло бы существенно повлиять на оборонный потенциал Украины.

1. Ryan S., Christiansen E.L. Honeycomb vs. foam: evaluating potential upgrades to ISS module shielding [Электронный ресурс: <http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/20090016347.pdf>].
2. Ryan S., Hedman T., Christiansen E.L. Honeycomb vs. foam: evaluating a potential upgrade to international space station module shielding for micrometeoroids and orbital debris [Электронный ресурс: http://ston.jsc.nasa.gov/collections/trs/_techrep/TM-2009-214793.pdf].
3. <http://www.aviationspectator.com/image/latest-aviation-images?page=223>
4. Металлическая пена [Электронный ресурс: <http://msd.com.ua/pena/metallicheskaya-pena>].
5. Крушенко Г.Г. Некоторые технологии получения пенометаллов из металлических расплавов и их применение // Технология металлов. – 2013. – № 10. – С. 11–16.
6. Мартынюк А.М., Крупин Ю.А. Влияние структуры пеноалюминия на устойчивость материала при сжатии // Металлургия машиностроения. – 2011. – № 5. – С. 35–37.
7. Богданова А. Металл будущего станет пористым [Электронный ресурс: www.equipnet.ru/articles/metall/metall_556.html].
8. Ковтунов А.И., Хохлов Ю.Ю., Новский И.В. Перспективы использования магния для производства пеноматериалов // Металлургия машиностроения. – 2013. – № 4. – С. 9–11.
9. Why is Duocel aluminum foam so special [Электронный ресурс: <http://www.ergaerospace.com/Aluminum-properties.html>].
10. Пат. 2404020 Россия, МПКВ 22 F 3/10 (2006.01) В 22 F 3/11 (2006.01). Способ получения плит пеноалюминия увеличенной длины / Н.В. Пасечник, В.В. Павленко, В.К. Орлов и др. – ВНИИМЕТМАШ. – N 2009110127/02; Заявл. 23.03.2009; Опубл. 20.11.2010.
11. Khokhlova J. Inter-granular phase formation during reactive diffusion of gallium with Al alloy // Materials science forum. Trans tech publication, Max Planck Institute for intelligent systems. – 2014. – Vol. 768–769. – P. 321–326.
12. Ищенко А.Я., Хохлова Ю.А., Хохлов М.А. Низкотемпературное соединение элементов биметаллических теплообменных блоков капсулирования микроэлектроники с использованием в конструкции пористых металлов // Матер. IV Междунар. конф. «Космические технологии: настоящее и будущее», 17–19 апреля 2013 г., Днепропетровск: ГП «КБ «Южное» им. М. К. Янгеля». – С. 107.
13. Пат. 69145 UA, МПК (2012.01) B01B 1/00, B23K 1/00. Спосіб з'єднання біметалевого блока для термоізоляції елементів мікроелектроніки / М.А. Хохлов, Ю.А. Хохлова. – №№ 10712 и 201110712; Заявл. 05.09.2011; Опубл. 25.04.2012.
14. Micro-structure transformation of diffusion zone in aluminum foam and monolithic magnesium alloy bimetallic joint / M. Khokhlov, Yu. Falchenko, Yu. Khokhlova, V. Syniuk // Proc. of the 5th Intern. conf. «Fracture mechanics of materials and structural integrity», June 24–27, 2014, Lviv, Ukraine: Karpenko Physico-Mechanical Institute, NASU. – P. 551–556.
15. Khokhlov M., Falchenko Yu., Khokhlova Yu. Peculiarities of forming diffusion bimetallic joints of aluminium foam with a monolithic magnesium alloy // Proceedings of Cellmat-2014, 22–24 October 2014, Dresden, Germany. – 1 электрон. опт. диск (CD).
16. Khokhlova J., Khokhlov M. International Hi-Tech Match-Making Meeting // International Department of Organizing Committee of CCHTF, Chongqing, China, April 2014. – 4 p.
17. Ishchenko A., Khokhlova J., Khokhlov M. Low-temperature diffusion joining of dissimilar materials using gallium // European Conference of Aluminium Alloys «Aluminium Science and Technology», 5–7 October 2011. – Bremen, Germany. P. 31.

Поступила в редакцию 24.10.2014

ДЕТЕРМИНИРОВАННЫЙ ХАОС В НЕЛИНЕЙНЫХ ЦЕПЯХ С ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГОЙ. В Н. Сидорец, И.В. Пентегов. – Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. – 272 с. Твердый переплет, 165х235 мм.

Монография посвящена изложению результатов исследования фундаментальных свойств электрической дуги как нелинейного элемента электрических цепей. Описаны выявленные закономерности и механизмы возникновения детерминированного хаоса в этих цепях и сценарии его развития. Особое внимание уделено оригинальным математическим методам исследования нелинейных динамических систем. Все полученные результаты проиллюстрированы. Монография рассчитана на широкий круг специалистов в областях теоретической электротехники и нелинейных динамических систем. Она может быть полезна ученым, аспирантам и студентам.



ПЛИТОЧНЫЕ ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ КОНСТРУКЦИИ МНОГОРАЗОВЫХ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ С РАЗЛИЧНЫМИ НАРУЖНЫМИ СИЛОВЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

В.Г. ТИХИЙ¹, В.В. ГУСЕВ¹, А.М. ПОТАПОВ¹, Е.И. ШЕВЦОВ¹, И.А. ГУСАРОВА¹,
Т.А. МАНЬКО², Ю.В. ФАЛЬЧЕНКО³

¹ КБ «Южное» им. М.К. Янгеля. 49008, г. Днепропетровск, ул. Криворожская, 3. E-mail: info@Juzhnoye.com

² Днепропетровский нац. ун-т им. О.Гончара. 49050, г. Днепропетровск, просп. Ю. Гагарина, 72.

³ ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Теплозащитные плиточные конструкции, изготовленные из жаростойких материалов, широко применяются для защиты корпусов космических аппаратов. В качестве высокотемпературных, жаростойких материалов для изготовления плиток теплозащитной конструкции могут использоваться углерод-углеродные композиционные материалы, жаростойкие металлические сплавы и конструкционная керамика. В представленной работе проведена расчетно-теоретическая оценка прочностных свойств комбинированных плиток теплозащитных конструкций возвращаемых космических аппаратов, имеющих металлический наружный силовой элемент и корпус из углерод-углеродного композиционного материала, а также плиток из углерод-углеродных и керамических материалов. Рассмотрены преимущества и недостатки каждой из исследуемых плиточных теплозащитных конструкций. На основе прочностных расчетов определены размеры силовых элементов для корпусов теплозащитных конструкций, удовлетворяющие требованиям прочности, устойчивости и стойкости к флаттеру, и масса каждой конструкции. Установлено, что самые лучшие массовые и прочностные характеристики имеют теплозащитные плитки с корпусом из углерод-углеродных композиционных материалов и плитки с наружной трехслойной сотовой панелью из сплава ЮИПМ-1200. Библиогр. 6, табл. 5, рис. 9.

Ключевые слова: возвращаемые космические корабли, теплозащитные плиточные конструкции, напряженно-деформированное состояние, углерод-углеродные композиционные материалы, жаростойкие металлические сплавы

В возвращаемых космических кораблях-самолетах «Спейс Шаттл» и «Буран» для теплозащиты участков, нагреваемых до 1200 °С, использовали плитки на основе кварцевого волокна. Серьезным недостатком кварцевых керамических плиток является их чрезвычайная хрупкость и низкая прочность, а также неразъемное соединение плиточной теплозащиты с обшивкой планера. Более перспективной является концепция съемных теплозащитных плиточных конструкций с корпусом из жаростойких материалов и внутренней теплоизоляции. Такая конструкция обеспечивает более надежное крепление плиток теплозащиты механическим путем и удобство их межполетного обслуживания.

В качестве высокотемпературного, жаростойкого материала плиток теплозащитной конструкции (ТЗК) могут служить углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ), жаростойкие металлические сплавы и конструкционная керамика. Приемлемыми являются конструкции теплозащиты, поверхностная плотность которых не превышает 10 кг/м² [1].

Каждый из жаростойких материалов имеет свои преимущества и недостатки. К преимуществам металлов относится то, что их производство высокостандартизировано и их качество гаран-

тируется в пределах малых допусков. При этом чрезвычайно важным является то обстоятельство, что накоплен богатый опыт переноса результатов испытаний металлических образцов на натурные детали конструкций. Основными жаростойкими материалами, применяемыми для работы в высокотемпературных конструкциях, являются сплавы на основе железа и никеля. К основным недостаткам металла относится их высокий удельный вес и недостаточная коррозионная стойкость при рабочих температурах.

Керамические материалы по многим эксплуатационным параметрам (термостойкости, твердости, коррозионной стойкости, плотности, доступности и дешевизне сырья) существенно превосходят металлы и сплавы. Основные проблемы, возникающие при выборе керамики для плиток ТЗК — ее естественная хрупкость и возможность катастрофического разрушения за счет развития трещин Гриффитса [2, 3].

УУКМ характеризуются малой массой, высокой прочностью и жесткостью, низким коэффициентом термического расширения. Более того, прочность этого материала увеличивается с увеличением температуры. УУКМ сохраняют свои механические свойства при температурах до



Рис. 1. Панели из УУКМ-SiC фирмы «DLR» с внутренней теплоизоляцией

500 °C в неокислительной среде лучше любого другого материала. При использовании в конструкциях теплозащиты космических аппаратов (КА) все внешние поверхности конструкций из УУКМ должны быть защищены жаростойким эрозионно-стойким покрытием, предотвращающим унос материала на атмосферном участке полета [1]. Фирмой «DLR» (ESA) разработаны наружные термостойкие панели из композита УУКМ-SiC (рис. 1) [4].

Панели из таких материалов используются в теплозащитных конструкциях МКА SHEFEX, PH HiFiRE 8, демонстраторе IXV [5]. Изготовление конструкций из УУКМ является длительным и дорогостоящим процессом.

Цель данной работы — сравнительный анализ теплозащитных плиток с наружным несущим слоем из различных термостойких материалов и пакетом внутренней теплоизоляции на основе расчетно-теоретической оценки их прочностных и массовых характеристик.

Объектом исследования являются плитки теплозащитных конструкций для многоразовых КА с силовым элементом из металлических, углерод-углеродных и керамических материалов и внутренней теплоизоляцией. Исследуемые теплозащитные конструкции должны иметь поверхностную плотность не более 10 кг/м², обеспечивать снижение температуры от 1100 °C на внешней стенке до 200 °C на внутренней стенке в течение 20 мин за один цикл штатного использования аппарата, при этом выдерживать 100-кратное повторение таких циклов в течение 15 лет.

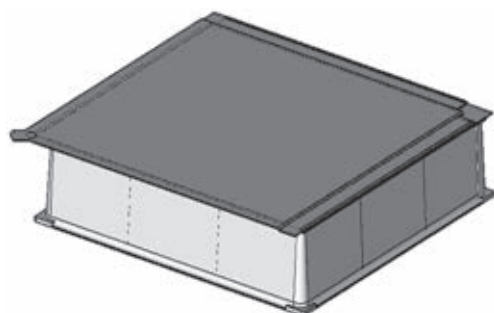


Рис. 2. Конструкция комбинированной теплозащитной плитки

Анализ существующих многоразовых теплозащитных конструкций показал, что основными элементами съемных теплозащитных плиток являются наружный силовой элемент из жаростойкого материала, внутренняя легковесовая волокнистая теплоизоляция и система крепления теплозащитной плитки к силовой оболочке КА. Несущий силовой элемент должен иметь конструкцию, в которой при нагружении возникают минимальные внутренние напряжения, что позволяет уменьшить толщины, а, следовательно, его массу.

Для анализа вариантов наружного силового элемента различных конструкций из ряда жаропрочных материалов была разработана расчетно-теоретическая методика оценки влияния аэродинамических воздействий на съемные теплозащитные плитки многоразовых КА на основе пакета программ MSC Nastran. Сравнительный анализ вариантов конструкции проводили для плитки с размерами в плане 300×300 мм и высотой полезного объема для размещения легкого теплоизоляционного элемента 50 мм. Спроектировано и проанализировано шесть различных вариантов плиток с корпусами из УУКМ и конструкционной керамики, с металлическим листовым, трехслойным гофрированным и сотовым силовыми элементами, а также комбинированная плитка с корпусом из УУКМ и металлическим листовым силовым элементом.

Конструкции плиток с металлическим листовым, трехслойным гофрированным и сотовым силовыми элементами и результаты расчетов их напряженно-деформированного состояния (НДС) приведены в работе [6].

Комбинированная плитка ТЗК состоит из корпуса из УУКМ и наружного металлического силового элемента, который крепится в восьми точках к ребрам корпуса в местах их пересечения с боковыми стенками (рис. 2).

Корпуса теплозащитных плиток из УУКМ и керамики выполняют по идентичной схеме и проектируются в виде цельноформованного короба (рис. 3).

Корпус плитки подкреплен четырьмя ребрами, разделяющими его внутренний объем на 9 ячеек с размерами в плане 100×100 мм и снизу замкнут плоским дном из титановой полированной фольги, которое соединено с коробом по торцам стенок и ребер методом склейки. Корпус имеет отбортовки для крепления к силовой оболочке КА. Так как керамические и углерод-углеродные материалы не допускают значительных изгибных деформаций, которые возникают под воздействием внешних нагрузок, то их закрепление осуществляется через промежуточный элемент — демпфирующую подложку. Последняя должна иметь опре-

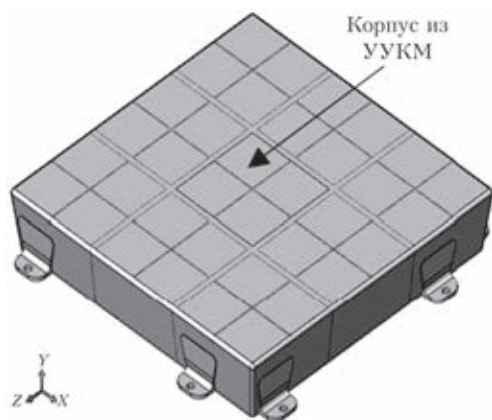


Рис. 3. Конструкция теплозащитной плитки с корпусом из УУКМ или керамики

деленную эластичность и выполнять роль мягкой пружинящей прокладки (фетр), компенсирующей, во-первых, все неровности внешней металлической поверхности планера, а, во-вторых, все изгибные деформации обшивки, и одновременно служить аварийным теплозащитным покрытием (ТЗП), предохраняющим силовую оболочку от перегрева при разрушении одной плитки.

Корпус опирается непосредственно на аварийное ТЗП, установленное на силовую оболочку КА, и закреплен в четырех углах, при этом в одном из углов крепление жесткое, а в остальных трех допускает перемещение в плоскости стыка по направлению прямой, связывающей эту точку с жестко закрепленной. Все точки крепления допускают поворот в диагональной плоскости ТЗК. Крепление плиток осуществляется винтами, которые ввинчиваются в гайки, закрепленные на корпусе многоразового КА. В зоне установки винтов располагаются бобышки-термомосты из стеклопластика (рис. 4).

За счет низких коэффициентов линейного температурного расширения УУКМ и керамических элементов возможно минимизировать межплиточные зазоры, в которые устанавливается межплиточная теплоизоляция (ТИ) из кварцевого волокна, уплотняемая кварцевыми шнурами. После этого межплиточные швы закрываются уплотнением из жаропрочного сплава.

Принятые для расчета значения свойств материалов приведены в табл. 1. В качестве жаропрочного металлического сплава выбрали порошковый

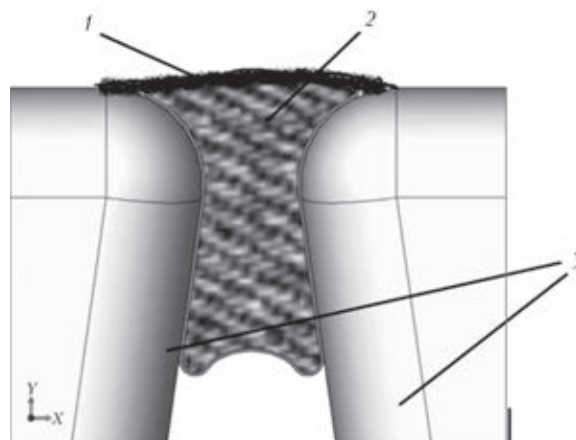


Рис. 4. Вариант межплиточного уплотнения: 1 — уплотнение из жаропрочного сплава; 2 — внутренняя забивка типа кварцевого шнура; 3 — плитка ТЗК

сплав на основе Ni-Cr — ЮИПМ-1200, специально разработанный для использования в теплозащитных конструкциях многоразовых КА (МКА). Для сравнения была выбрана силикатная керамика со свойствами, представленными в табл. 1.

Для проектных расчетов в качестве основной нагрузки принято внешнее давление и воздействие температуры. Все расчеты проводили с учетом нагружения наружным расчетным давлением 0,065 МПа при температурах до 1100 °С. Кроме того, с целью предотвращения флаттера (самовозбуждающихся незатухающих изгибающих и крутящих автоколебаний элементов конструкции летательного аппарата, которые могут привести к его разрушению) при максимальных скоростных напорах на участке спуска от конструкции требовалось, чтобы частота первого тона собственных колебаний составляла не менее 100 Гц.

Выбор размеров силовых элементов корпуса и способа закрепления на оболочке КА проводили на основе расчетов НДС, запасов прочности, устойчивости и модального анализа конечно-элементных (КЭ) моделей соответствующих конструкций, выполненных с помощью пакетов программ Nastran.

Коэффициент запаса прочности (устойчивости) определяли как отношение предела прочности материала (критической нагрузки для конструкции) к максимальному напряжению (расчетной нагрузке). Прочность конструкции считалась достаточной, если коэффициент запаса прочности был не менее единицы.

Таблица 1. Физические и механические свойства применяемых материалов

Температура, °С	Материал	Плотность, г/см ³	E, МПа	σ_b , МПа	δ , %	$\alpha \cdot 10^6$, К ⁻¹
20	УУКМ	1,8...2,0	24000...45000	90...140	15	3,0...4,7
1100				130...160		
20	Конструкционная керамика	2,4	5000	50	-	5,0
20	ЮИПМ-1200	8,2...8,4		660...1000	15	16
1100				100		21

Примечание. σ_b — предел прочности материала при сжатии; E — модуль упругости материала; α — коэффициент температурного расширения; δ — удлинение.

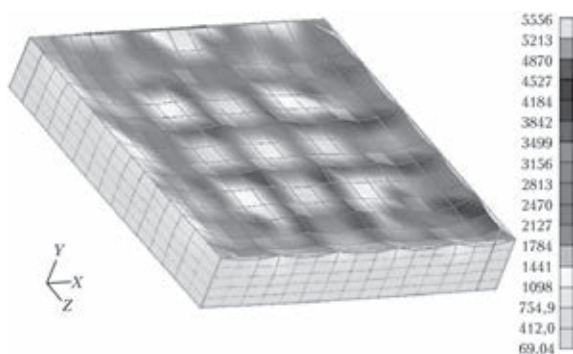


Рис. 5. НДС комбинированного корпуса ТЗК при нагружении максимальным давлением $P^p = 0,065$ МПа

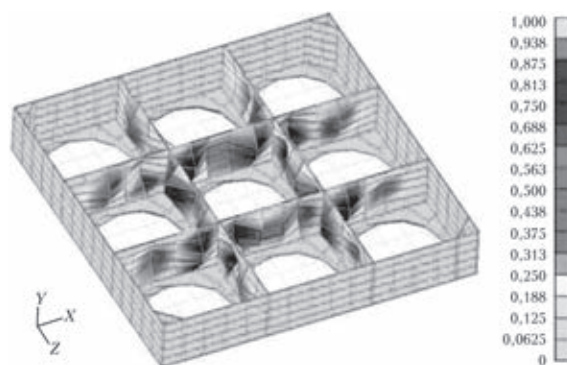


Рис. 8. Характер потери устойчивости корпуса при температурном нагружении

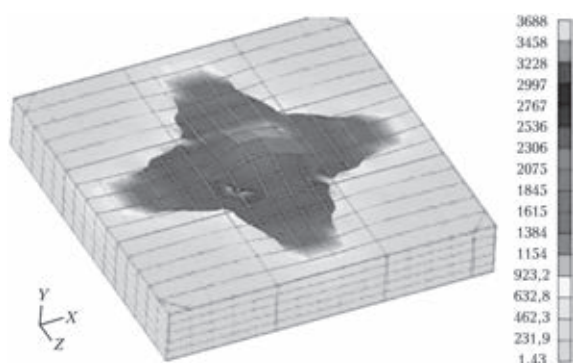


Рис. 6. Характер потери устойчивости дна комбинированного корпуса при нагружении давлением

Результаты расчетов получаются в виде визуализации каждого конструкционного элемента. Результаты прочностного расчета на примере комбинированной плитки ТЗК приведены на рис. 5–9.

НДС плитки ТЗК при нагружении давлением 0,065 МПа показано на рис. 5, 6. Данная конструкция сохраняет устойчивость при нагружении внешним давлением 0,065 МПа, наиболее критичным местом является наружный силовой элемент. Характер потери устойчивости приведен на рис. 6.

НДС плитки ТЗК при температурном нагружении показано на рис. 7. Запас устойчивости корпуса при температурном нагружении равен 6,12.

Характер потери устойчивости приведен на рис. 8. Частоты первых трех тонов собственных колебаний корпуса составляют 294, 302, 310 Гц (рис. 9).

Для исключения флаттера собственная частота должна быть не ниже 100 Гц, т.е. данная конструкция отвечает требованиям по стойкости к флаттеру. Основные результаты расчетов комбинированной плитки представлены в табл. 2. Конструкция удовлетворяет требованиям прочности и устойчивости. Масса данного варианта корпуса равна 670 г. Толщина переднего листа короба, контактирующего с пластиной РМ-1000, равна 1 мм, толщины боковых стенок и ребер — 0,8 мм.

Аналогично были проанализированы модели плиток ТЗК из УУКМ и силикатной керамики. Основные результаты расчетов плитки ТЗК из УУКМ приведены в табл. 3.

По условиям прочности толщина листа короба, контактирующего с наружной средой и непосредственно воспринимающего внешние нагрузки, равна 1,6 мм, толщины боковых стенок и ребер 0,9 мм. Масса плитки 371 г. Следует отметить достаточно низкую деформативность конструкции из УУКМ как при действии механических нагрузок, так и при нагреве.

Основные результаты расчетов плитки ТЗК из силикатной керамики приведены в табл. 4.

Толщина наружного листа короба, воспринимающего внешние нагрузки, равна 2 мм, толщины боковых стенок и ребер 1 мм. Масса корпуса 920 г.

Анализ результатов расчета. В результате расчетов определены размеры силовых элементов

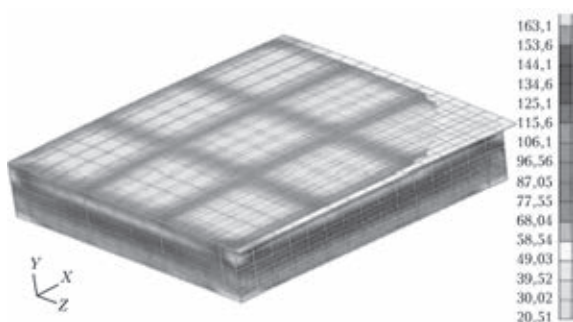


Рис. 7. НДС комбинированного корпуса при температурном нагружении

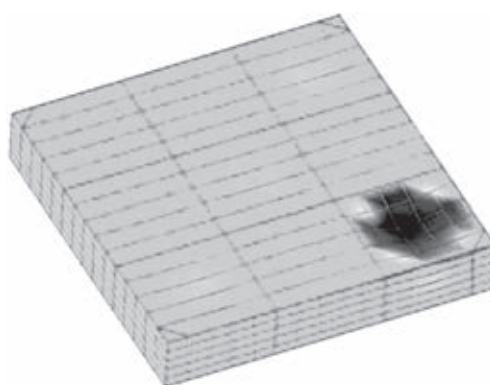


Рис. 9. Форма первого тона собственных колебаний комбинированного корпуса



Таблица 2. Результаты расчетов комбинированной плитки

Параметр	Исследуемый фактор	$\sigma_{\max}$, МПа	V , мм	W , мм	η	F , Гц
Расчетное давление	Прочность УУКМ ЮИПМ	85,4 215,5	0,59	2,68	1,05	-
	Устойчивость	-	-	-	1,08	-
Температурное нагружение	Прочность УУКМ ЮИПМ	11,1 9	4,73	1,5	$\gg 1$	-
	Устойчивость	-	-	-	6,12	-
Частотный анализ	Образец 1	-	-	-	-	294
	Образец 2	-	-	-	-	302
	Образец 3	-	-	-	-	310

Примечание. $\sigma_{\max}$ – максимальные напряжения в конструкции по Мизесу; $V_{\max}$ – максимальные перемещения в плоскости плитки (в направлении осей X и Z); $W_{\max}$ – максимальные перемещения в направлении, перпендикулярном плоскости плитки; η – коэффициент запаса прочности (устойчивости); F – частота собственных колебаний при нормальной температуре; σ_b – предел прочности материала при сжатии.

Таблица 3. Результаты расчетов плитки из УУКМ

Параметр	Исследуемый фактор	σ_b , МПа	$\sigma_{\max}$, МПа	$V_{\max}$, мм	$W_{\max}$, мм	η	F , Гц
Расчетное давление	Прочность	90	70,3	0,4	1,4	1,28	-
	Устойчивость	-	-	-	-	1,16	-
Температурное нагружение	Прочность	130	10,7	0,63	1,48	12,1	-
	Устойчивость	-	-	-	-	36,6	-
Частотный анализ	Образец 1	-	-	-	-	-	742
	Образец 2	-	-	-	-	-	762
	Образец 3	-	-	-	-	-	808

Таблица 4. Основные результаты расчетов плитки ТЗК из силикатной керамики

Параметр	Исследуемый фактор	σ_b , МПа	$\sigma_{\max}$, МПа	V , мм	W , мм	η	F , Гц
Расчетное давление	Прочность	50	27,8	0,85	4,0	1,8	-
	Устойчивость	-	-	-	-	2,38	-
Температурное нагружение	Прочность	50	25,2	1,1	0,23	1,98	-
	Устойчивость	-	-	-	-	1,03	-
Частотный анализ	Образец 1	-	-	-	-	-	271
	Образец 2	-	-	-	-	-	293
	Образец 3	-	-	-	-	-	314

Таблица 5. Расчетные значения параметров плиток

Материал, тип конструкции	Масса, г	Запас прочности	F , Гц при температуре 20 (1000) °С
УУКМ	371	1,16	742 (742)
Конструкционная (силикатная) керамика	920	1,03	271 (271)
ЮИПМ-1200, основание с листовым силовым элементом	1100	1,03	246 (54)
ЮИПМ-1200, основание с трехслойной гофрированной панелью	760	1,00	219 (48)
ЮИПМ-1200, основание с трехслойной сотовой панелью	612	1,17	428 (94)
Комбинированная плитка из УУКМ и ЮИПМ-1200	670	1,05	294 (64)

комбинированной плитки ТЗК и плиток из УУКМ и керамики, которые удовлетворяют требованиям прочности, устойчивости и стойкости к флаттеру, и массы каждой конструкции (табл. 5). Самыми лучшими массовыми и прочностными характеристиками характеризуется теплозащитная плитка с корпусом из УУКМ. Масса корпуса 371 г, коэффициент запаса прочности 1,16, частота первого тона при температуре 20 и 1000 °С составляет 742 Гц. Однако плитки из УУКМ требуют специальной защиты наружной поверхности от уноса при высоких температурах, а также созда-

ния экономически эффективных технологий изготовления тонкостенных конструкций, что при современном уровне развития техники практически нереализуемо.

Масса теплозащитной плитки с наружной трехслойной сотовой панелью из сплава ЮИПМ-1200 составляет 612 г, что хотя и выше, чем у плитки с корпусом из УУКМ, но позволяет использовать эту конструкцию для создания ТЗК перспективных МКА. При этом чрезвычайно важным является то обстоятельство, что имеется обширный опыт изготовления металлических кон-



струкций, позволяющий разработать технологию изготовления плитки с наружной трехслойной сотовой панелью. Основной задачей является изготовление жаропрочной трехслойной сотовой панели. Клеевые соединения в эксплуатационном диапазоне температур не обеспечивают надежную работу конструкции, поэтому необходимо разработать технологию сварного изготовления сотового заполнителя и его соединения с обшивками панели.

Экспериментальные исследования показали, что получение сотового заполнителя можно получить сваркой проходящим током отдельных полос. Наиболее сложной задачей является сварка сотового заполнителя с обшивками.

Такие технологии для жаропрочных сварных конструкций разрабатываются в Институте электросварки им. Е.О. Патона.

Перспективным также выглядит вариант теплозащитной плитки с комбинированным корпусом, имеющим наружную металлическую панель из сплава ЮИПМ-1200 и короб, изготовленный из УУКМ. Масса такого корпуса 670 г, однако для его практической реализации следует разработать технологию изготовления тонкостенного корпуса из УУКМ и технологию сварки его с металлом.

Масса теплозащитной плитки с керамическими корпусами выше, а коэффициент запаса прочности ниже, поэтому эти конструкции не представляют интереса для использования в теплозащите перспективных МКА.

Выводы

1. Исследовано влияние механического и теплового нагружения на теплозащитные плитки с различными наружными несущими слоями из термостойких материалов и пакетами внутренней теплоизоляции. Установлено, что самыми лучши-

ми массовыми и прочностными характеристиками характеризуются теплозащитные плитки с корпусом из углерод-углеродных композиционных материалов и плитки с наружной трехслойной сотовой панелью из сплава ЮИПМ-1200.

2. Теплозащитные плитки из УУКМ требуют специальной защиты наружной поверхности от уноса при высоких температурах, а также создания технологий изготовления тонкостенных конструкций, что делает их экономически неэффективными в настоящее время. Поэтому наиболее перспективными являются теплозащитные конструкции с наружной трехслойной сотовой панелью из сплава ЮИПМ-1200, который является стойким в окислительной среде при температурах эксплуатации. Необходимо также учесть имеющийся опыт изготовления металлических изделий и соединения их с помощью различных методов сварки, а также экономическую эффективность этих технологий.

1. *Гофин М.Я.* Жаростойкие и теплозащитные конструкции многоразовых аэрокосмических аппаратов. – М.: Мир, 2003. – 637 с.
2. *Теплозащитные элементы для многоразовых аэрокосмических летательных аппаратов* / В.В. Коледа, С.Г. Положай, А.М. Потапов и др. // Первая междунар. конф. «Передовые космические технологии на благо человечества» 18–20 апреля 2007 г. – Днепропетровск: КБ «Южное».
3. *Третьяков Ю.Д.* Керамика в прошлом, настоящем и будущем. – <http://www.pereplet.ru>.
4. *Krenkel W.* Ceramic Matrix Composites, ISBN 978-3-527-31361-7 – Wiley-VCH, Weinheim, 2008.
5. *Testing of DLR C/C-SiC for HIFiRE 8 Scramjet Combustor* 7th European Workshop on Thermal Protection Systems and Hot Structures 8–10 April 2013 ESA/ESTEC, Noordwijk, The Netherlands / David E. Glass, Diego P. Capriotti, T. Reimer et al.
6. *Перспективная теплозащитная конструкция возвращаемых космических аппаратов с металлическим силовым элементом* / В.Г. Тихий, В.В. Гусев, А.М. Потапов и др. // Сб. науч. тр. Нац. космического ун-та им. Н.Е. Жуковского «ХАИ» «Вопросы проектирования и производства летательных аппаратов». – Харьков: ХАИ, 2014. – с. 28–43.

Поступила в редакцию 05.02.2015

Контакты:

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

E-mail: journal@paton.kiev.ua

Подписано к печати 08.04.2015. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 20,02. Усл.-отт. 21,0. Уч.-изд. л. 30,00.
Печать ООО «Фирма «Эссе».
03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.



ИЗГОТОВЛЕНИЕ КОАКСИАЛЬНЫХ МЕДНО-АЛЮМИНИЕВЫХ ПРУТКОВ С ПОМОЩЬЮ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ПРОТЯЖКИ

А.Г. БРЫЗГАЛИН¹, Л.Д. ДОБРУШИН¹, П.С. ШЛЕНСКИЙ¹, И.Г. ЛАВРЕНКО², И.М. РОМАШКО²

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

² ГП «Антонов». 03082, г. Киев, ул. Туполева, 1. E-mail: info@antonov.com

Замена меди при производстве токоведущих шин на алюминиевые, плакированные тонким слоем меди, позволяет снизить металлоемкость изделий при сохранении высокой электропроводности. Предложена технология изготовления коаксиальных медно-алюминиевых токоведущих прутков с помощью сварки взрывом и протяжки. Экспериментально подобраны режимы термообработки прутков после протяжки, обеспечивающие требуемые механические свойства при минимальном количестве образующихся при этом интерметаллидов. Описана методика расчета размеров исходных заготовок, позволяющих получить требуемые геометрические параметры изделия. Показана возможность применения обжатия взрывом заготовок вместо сварки взрывом. Библиогр. 5, табл. 2, рис. 7.

Ключевые слова: медно-алюминиевые прутки, электропроводность, сварка взрывом, протяжка, биметалл

Токоведущие шины электроаппаратуры ответственного назначения выполняются из меди, имеющей высокую электропроводность и, в то же время, высокую плотность [1]. Замена сплошных медных шин на алюминиевые, плакированные тонким слоем меди, обеспечивает значительное снижение массы изделий при сохранении их электропроводности. Однако существующие технологии, которые позволяли бы получать биметаллические заготовки, допускающие последующие прокатку и изгиб под большими углами без нарушений механической сплошности и надежного электрического контакта, предполагают использование весьма дорогостоящего импортного оборудования. Для получения биметалла медь-алюминий в Украине и за рубежом широко применяется сварка взрывом. Этот материал находит применение в энергоемких отраслях промышленности в качестве токоподводящих и переходных элементов благодаря близкому к нулю переходному сопротивлению соединения. Несмотря на то, что оба материала отличаются высокими пластическими свойствами, что необходимо для получения качественного сварного соединения, обеспечение равнопрочности и бездефектности при сварке взрывом проблематично по ряду причин, связанных с существенным различием физико-механических свойств металлов, а также крайне неблагоприятным с позиций свариваемости типом металлургического взаимодействия с образованием ряда интерметаллидов типа Al_2Cu , $AlCu$, $AlCu_2$, Al_2Cu_3 [2].

В ИЭС им. Е.О. Патона разработана технология изготовления биметаллических медно-алюминиевых прутков с помощью соединения взрывом медной оболочки с алюминиевым прутком и

последующей протяжки. По техническому заданию (ТЗ) необходимо было изготовить биметаллические прутки диаметром 8 и 9 мм с толщиной медного покрытия не менее 0,3 мм и требуемым уровнем механических свойств: временным сопротивлением разрыву прутка не менее 90 МПа и относительным удлинением не менее 25 %.

Биметаллическую заготовку изготавливали путем приварки медной трубки с наружным диаметром 28 мм и толщиной стенки 1 мм к алюминиевому прутку диаметром 24 мм. Приведенные геометрические параметры выбирали исходя из допущения о сохранности массы и объема применяемых материалов при протяжке, условий обеспечения требуемых конечных размеров прутка и оптимальных режимов сварки взрывом. Алюминиевый пруток 2 (рис. 1) протачивали для придания ему формы, обеспечивающей установку сварочного зазора и формовку хвостовика для последующей протяжки. Сборку под сварку взрывом

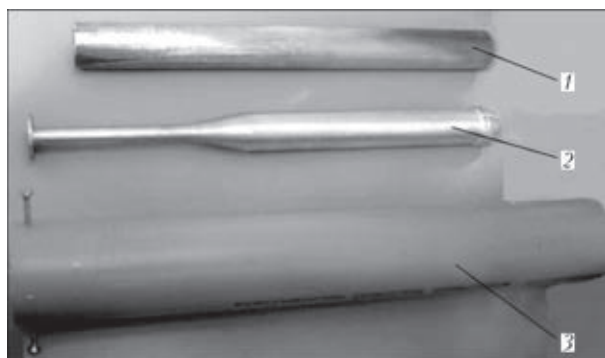


Рис. 1. Основные составляющие элементы для сварки взрывом биметаллического прутка: 1 — медная трубка; 2 — алюминиевый пруток; 3 — полиэтиленовая труба, служащая контейнером для взрывчатого вещества



Рис. 2. Заготовка для протяжки биметаллического прутка, полученная сваркой взрывом

осуществляли путем размещения алюминиевого прутка внутри медной трубки 1 со сварочным зазором 1 мм. Медную трубку в свою очередь коаксиально вставляли в полиэтиленовую трубу с внутренним диаметром 47 мм, которая служила контейнером для взрывчатого вещества 3 (рис. 1).

Толщина заряда, представляющего собой смесь аммонита 6ЖВ с аммиачной селитрой, составляла 9,5 мм. Выбранный режим сварки обеспечивал получение качественных заготовок для последующей протяжки (рис. 2).

Граница соединения не имела характерного для сварки взрывом волнообразования, что свидетельствует о выполнении сварки на нижней границе допустимых режимов, т. е. с минимальным энерговложением [3]. Это позволило свести к минимуму (порядка 10 % по длине соединения) количество образующихся при сварке интерметаллидов (рис. 3, а).

Протяжка биметаллических прутков осуществлялась на оборудовании НИЦ «Материалообработка взрывом» ИЭС им. Е.О. Патона. Установлено, что оптимальное уменьшение диаметра биметаллической заготовки за один проход составляет 0,5 мм. При этом не требуется проведение термообработки заготовок на всех этапах операции протяжки.

Исследование механических свойств биметаллических прутков после протяжки показало, что они не удовлетворяют требованиям, предъявляемым заказчиком. В связи с этим прутки подвергались термообработке по режимам, приведенным в табл. 1. На рис. 3 приведены фотографии микроструктуры соединения в исходном после сварки и протяжки состоянии и после термообработки по некоторым из указанных режимов. В исходном состоянии практически нет интерметаллидов, после термообработки по режиму № 2 (табл. 1, строка 2) появились интерметаллиды, термообработка по

режиму № 5 (табл. 1, строка 5) привела к увеличению их числа и размеров.

Механические свойства биметаллических прутков диаметром 9 мм, полученных сваркой взрывом и протяжкой, а также биметаллических прутков, полученных на установке фирмы «Copperweld» (США), диаметром 8 мм и требования ТЗ, приведены в табл. 1.

Требованиям ТЗ удовлетворяют биметаллические прутки, подвергнутые термообработке при температуре 300 °С в течение 40 мин. Такие изделия проявили достаточно высокую способность к деформированию как при стандартных испытаниях на загиб (рис. 4) [5], так и при формообразовании контактных площадок токоведущих шин.

При испытаниях на загиб нетермообработанные прутки выдерживали три загиба на 180° и имели излом с отслоением медного слоя от алюминиевой основы, термообработанные прутки по режиму № 4 выдерживали 24 загиба, излом не имел расслоений.

Измерение удельного электрического сопротивления R отожженного биметаллического прутка (режим № 4) постоянному току в пересчете на температуру 20°С составило $0,027 \cdot 10^{-6}$ Ом·м, что удовлетворяет требованиям ТЗ.

Получение качественной сварки взрывом заготовок требует тщательного соблюдения параметров сварки, что предопределяет высокую трудоемкость подготовительных операций. В связи с этим особый интерес представляет возможность

Т а б л и ц а 1. Механические свойства биметаллических прутков, полученных сваркой взрывом и протяжкой

Номер режима	Состояние образца	σ_r , МПа	σ_b , МПа	δ , %
1	Исходное	121	150	12
2	ТО 180 °С, 30 мин	143	150	13
3	ТО 250 °С, 60 мин	171	187	18
4	ТО 300 °С, 40 мин	127	149	28
5	ТО 350 °С, 60 мин	44	113	57
6	Биметаллический пруток фирмы «Copperweld»	186	-	11

Примечание. Требования ТЗ: $\sigma_r \geq 90$ МПа и $\delta \geq 25$ %.

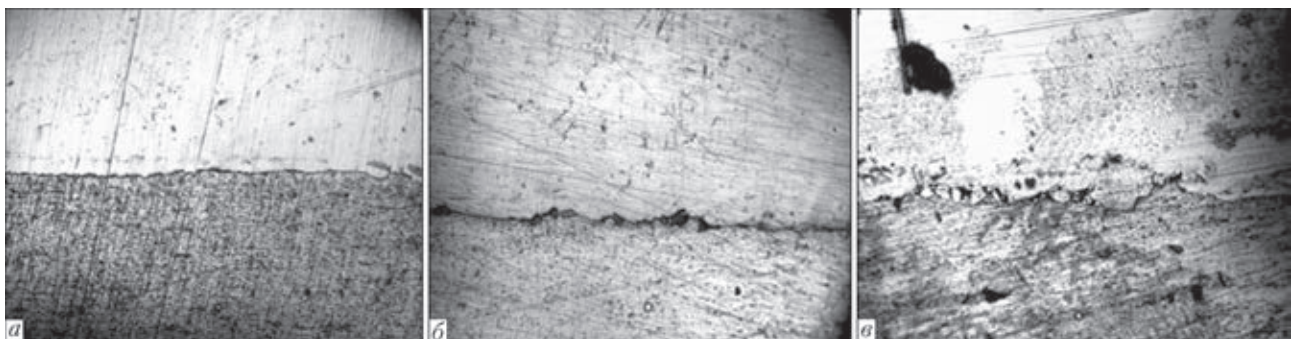


Рис. 3. Микроструктура (×200) соединения медь–алюминий. а — в исходном после сварки и протяжки состоянии; б — после термообработки 180 °С, выдержка 30 мин; в — после термообработки 350 °С, выдержка 60 мин

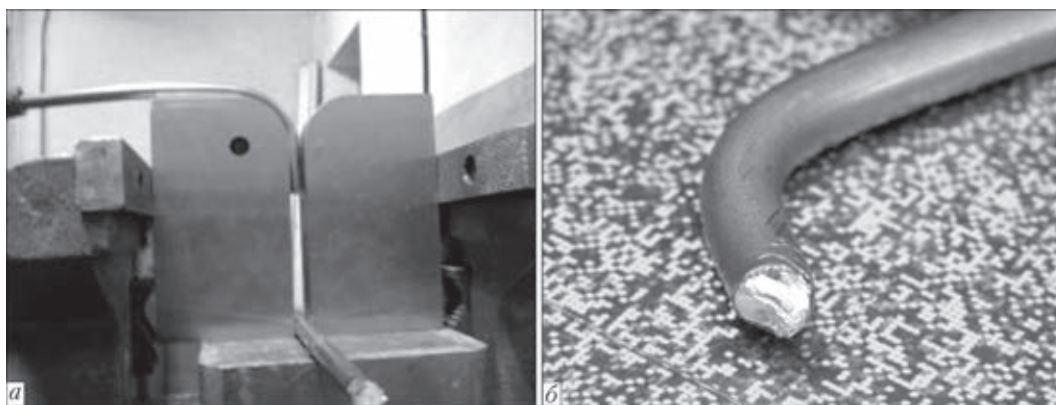


Рис. 4. Общий вид способа испытаний на загиб (а) и вид излома прутка (б)

Таблица 2. Механические свойства биметаллических прутков, полученных обжатием взрывом и протяжкой

Номер режима	Вид образца	σ_r , МПа	σ_b , МПа	δ , %
1	Исходный	144	150	12
2	ТО 180 °С, 30 мин	143	150	13
3	ТО 350 °С, 60 мин	44	113	57

получения коаксиальных прутков по схеме «обжатие взрывом+протяжка».

Соединение биметаллической заготовки обжатием без обязательного образования сварного соединения имеет ряд преимуществ:

менее жесткие требования к режимам обработки взрывом по сравнению со сваркой взрывом и, соответственно, увеличение производительности и снижение себестоимости;

уменьшение массы используемого заряда взрывчатого вещества;

возможность использования взрывчатых веществ с любой скоростью детонации.

При этом взрывное обжатие обеспечивает кумулятивную очистку соединяемых поверхностей, что дает основания ожидать возможность диффузионной сварки, процесс которой ускоряется при протяжке и термообработке заготовок.

Для изготовления коаксиальных биметаллических прутков по схеме «обжатие+протяжка» были использованы заготовки:

алюминиевый прут марки АД1 диаметром 15 мм длиной 300 мм;

медная трубка (М2) наружным диаметром 20 мм, толщина стенки 1 мм, длина 300 мм.

После обжатия взрывом получена биметаллическая заготовка с переменным диаметром 17,5...18,0 мм. Различие в диаметре по длине заготовки объясняется наличием воздушных пузырей между слоем меди и алюминиевым стержнем. Объем пузырей по отношению к объему исходных заготовок составил 10 % (объем пузырей рассчитывался как разность объема исходных заготовок и биметаллической заготовки после обжатия взрывом).

Биметаллический прут получили протяжкой с шагом уменьшения диаметра 0,5 мм без проме-

жуточной термообработки. Длина полученного прутка, с учетом технологических потерь на изготовление хвостовиков для зажима заготовки при протяжке, составила 930 мм. Длина прутка с качественным покрытием после удаления начала и конца прутка с бракованным покрытием составила 845 мм, внешним осмотром установлено отсутствие воздушных пузырей и поверхностных дефектов. Диаметр полученного после протяжки прутка составлял 8,91...8,94 мм, среднее значение (по 10 измерениям) 8,92 мм. Толщина медного слоя 0,535...0,600 мм, среднее значение — 0,587 мм.

Механические свойства биметаллических образцов определяли непосредственно после протяжки, а также после отжига по режимам: 1: 180 °С в течение 0,5 ч; 2: 350 °С, 1 ч. Данные испытаний на растяжение приведены в табл. 2.

Исследование микроструктуры провели на шлифах в исходном состоянии и после термообработки по режимам 1, 2 (рис. 5).

Для оценки влияния термообработки на состояние интерметаллидов выбрали участок шлифа в исходном после обжатия и протяжки состоянии (рис. 5, а). Этот же участок шлифа с характерными интерметаллидными включениями представлен на рис. 5, б, в после термообработки вначале по режиму 1, а затем по режиму 2. Режим 1 не привел к образованию интерметаллидной прослойки и росту имеющихся интерметаллидов. При отпуске по режиму 2 образовалась интерметаллидная прослойка толщиной около 10 мкм.

Линия соединения медь–алюминий не имеет расслоений и других дефектов несплошности. Наблюдаются участки с образованием сварки взрывом с характерным волнообразованием, деформированным после протяжки. На некоторых безволновых участках вдоль линии соединения в зоне сварки взрывом заметны цепочки включений алюминия в медную основу. По всей видимости, в этих местах волны от сварки взрывом были разрушены при протяжке, что и привело к внедрению частиц алюминия в медную основу (рис. 6).

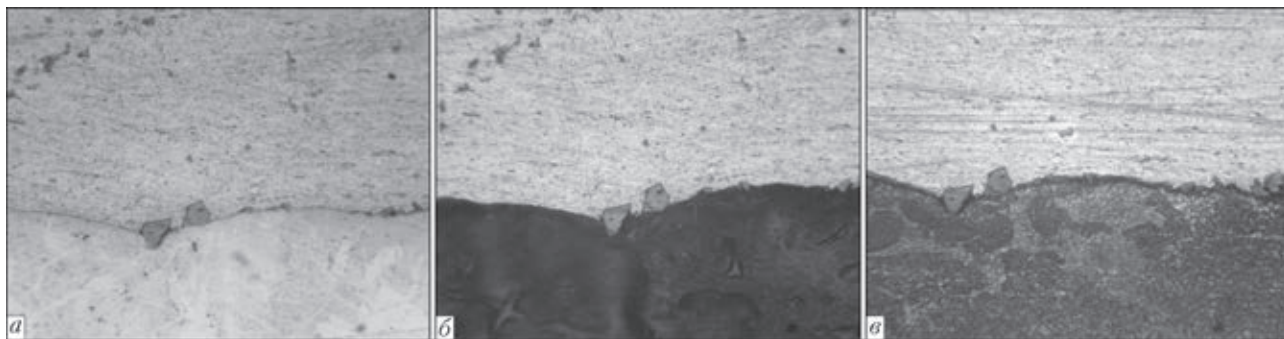


Рис. 5. Микроструктура ($\times 200$) соединения: *а* — в исходном состоянии после обжата и протяжки; *б* — термообработка 180 °С, 30 мин; *в* — термообработка 350 °С, 60 мин

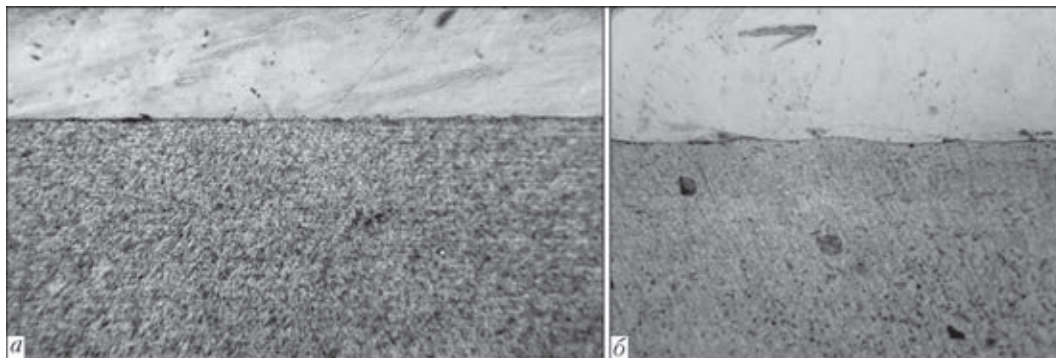


Рис. 6. Микроструктура ($\times 200$) соединения медь–алюминий после обжата взрывом и протяжки: *а* — безволновое соединение; *б* — внедрение частиц алюминия в медную основу

Выявлено также образование на некоторых участках интерметаллидов в виде цепочки зерен вдоль линии соединения. Общая протяженность участков с интерметаллидами составляет порядка 20...25 %. Обеспечение требуемых механических и электрических параметров прутка требует подбора оптимальных режимов обжата взрывом (в данном случае снижение энергетики заряда и уменьшение зазора) и термообработки.

Для выбора оптимального типоразмера исходных заготовок алюминиевого прутка и медной трубки (рис. 7) предложен метод расчетной оценки их геометрических параметров. При этом предполагается, что сварочный зазор между медью и

алюминием равен толщине стенки медной трубки (что соответствует практическим режимам сварки) и пренебрегаются расчетные величины второго порядка малости.

Заказчиком заданы диаметр прутка d , который должен быть изготовлен, и допустимая толщина слоя меди в нем $h_{\text{и}}$. При изготовлении заготовок ориентируются на приобретаемую медную трубу, имеющую стандартный типоразмер, определяемый ее наружным диаметром D_{Cu} и толщиной стенки h . Для повышения производительности D_{Cu} должен быть как можно большим и ограничен возможностями волочильного оборудования. Исходя из этих соображений выбирается стандартный диаметр медной трубы и определяется расчетная толщина стенки по выражению:

$$h_p = h_{\text{и}} D_{\text{Cu}} / d.$$

Значение h определяется округлением h_p до наибольшего стандартного. Толщина медного слоя в изделии оценивается по выражению:

$$h_{\text{и}} = h d / D_{\text{Cu}},$$

и будет заведомо больше определенного заказчиком. Варьируя стандартным диаметром медной трубы, можно подобрать наиболее оптимальный ее типоразмер с учетом требований к величине $h_{\text{и}}$ и производительности процесса изготовления прутка.

Диаметр алюминиевого прутка D_{Al} рассчитывается следующим образом:

$$D_{\text{Al}} = D_{\text{Cu}} - 2h - 2s,$$

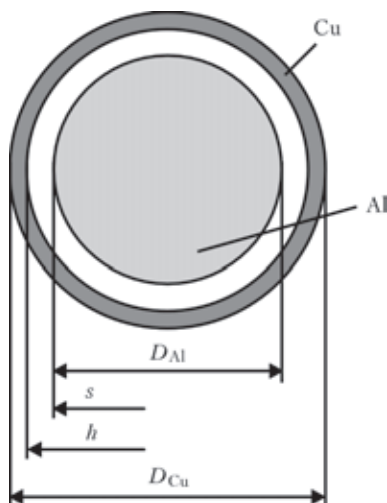


Рис. 7. Параметры коаксиальной заготовки под сварку взрывом



где s — сварочный зазор.

Определяется коэффициент удлинения при протяжке K :

$$K = (D_{\text{Cu}}^2 - 4D_{\text{Al}}h) / d^2.$$

Длина цилиндрической части заготовок L_3 определяется, исходя из заданной заказчиком минимальной длины прутка $L_{\text{пр}}$:

$$L_3 \geq L_{\text{пр}}/K + L_x,$$

где L_x — длина заготовки, учитывающая изготовление промежуточных хвостовиков и определяется технологией протяжки.

По результатам НИР изготовлена партия медно-алюминиевых прутков диаметром 8 и 9 мм, позволившая отработать технологию изготовления токоведущих шин и провести их испытания.

Выводы

1. Разработана технология изготовления медно-алюминиевых прутков для электротехниче-

ских целей с помощью сварки взрывом и протяжки, обеспечивающая их высокие пластические и электропроводные свойства.

2. Показана принципиальная возможность изготовления прутка с помощью обжатия взрывом и протяжки.

3. Разработаны технические условия на изготовление и поставку медно-алюминиевых прутков диаметром 8...10 мм наименованием «Пруток алюминомедный электротехнический марки ПАМ».

1. *ГОСТ 434–78*. Проволока прямоугольного сечения и шины медные для электротехнических целей. Технические условия.
2. *Кудинов В.М., Коротеев А.Я.* Сварка взрывом в металлургии. — М.: Металлургия, 1978. — 168 с.
3. *Лысак В.И., Кузьмин С.В.* Сварка взрывом. — М.: Машиностроение, 2005. — 544 с.
4. *ГОСТ 1579–93*. Проволока. Испытания на перегиб.
5. *ГОСТ 7229–76*. Кабели, провода и шнуры. Метод определения электрического сопротивления токоведущих жил и проводников.

Поступила в редакцию 26.01.2015

НОВЫЕ КНИГИ

Fronius. CMT Welding Technology. ISBN 978-3-945023-36-5.
DVS Media GmbH, Duesseldorf, 2014, 96 с. (Eng.).

В книге рассматривается новая технология дуговой сварки с возвратным движением сварочной проволоки, которая является расширением процесса сварки с короткой дугой.

Благодаря пониженному вводу тепла этот процесс получил название «Cold Metal Transfer» (CMT) — технология холодного переноса металла.

Представлены различные варианты процесса и новые области использования применительно к процессам сварки, пайки, наплавки различных материалов в сравнении с традиционными технологиями.

Книгу можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка».



Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. Седьмой межд. конф. / Под ред. проф. И.В. Кривцуна. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2014. — 132 с. (электронное издание <http://patonpublishinghouse.com.proceedings/mmw2014.pdf>).

В сборнике представлены доклады Седьмой международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», в которых отражены достижения за последние годы в области математического моделирования физических явлений, протекающих при сварке, наплавке и других родственных процессах. Авторами докладов являются известные ученые и специалисты.

Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов.



ИНДУКТОР ДЛЯ НЕПРЕРЫВНОГО НАГРЕВА ПРИ ТЕРМОУПРОЧНЕНИИ ГОЛОВКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

Е.А. ПАНТЕЛЕЙМОНОВ, А.А. ПИСЬМЕННЫЙ

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

Термическую обработку железнодорожных рельсов нагревом ТВЧ следует проводить с учетом энергетических затрат на эксплуатацию нагревательного оборудования. Повышение эффективности процесса термообработки можно обеспечить совершенствованием конструкции индуктора. Исследованы особенности распределения температурного поля в головке рельса типа Р65 при индукционном нагреве токами частотой 2,4 кГц в условиях неподвижного положения индукторов относительно рельса. Использовали модели индукторов с различной конструкцией катушек индуктирующего провода и магнитопроводов. Показано, что добиться преимущественного нагрева поверхности катания, по сравнению с боковыми гранями головки рельса и уменьшения мощности источника питания позволяет конструкция индуктора, в которой витки индуктирующего провода расположены поперек поверхности катания, вдоль поверхности катания и вдоль нижней части боковых граней, а магнитопровод охватывает часть витков индуктирующего провода над поверхностью катания. Применение дополнительных магнитопроводов, охватывающих часть витков индуктирующего провода вдоль боковых граней головки рельса, приводит к выравниванию нагрева выкружки, боковых граней и нижней части боковых граней. Библиогр. 6, табл. 1, рис. 4.

Ключевые слова: рельсы, термообработка рельсов, индукционный нагрев ТВЧ, индукторы

Поверхностная термообработка (ТО) головки железнодорожных рельсов с применением индукционного нагрева токами высокой частоты (ТВЧ) направлена на повышение физических и механических свойств рельсов и уменьшение их напряженного состояния. Характерная для нагрева ТВЧ концентрация энергии в поверхностном слое металла обеспечивает высокие скорости нагрева по толщине поверхности головки, позволяет регулировать степень дисперсности структуры и размер зерна аустенита [1, 2]. В то же время ТО с нагревом ТВЧ является достаточно сложным и энергоемким процессом.

Технология ТО головки рельсов непрерывно-последовательным способом на рельсозакалочной машине (РЗМ) включает нагрев головки рельса в трех секциях индукторов. После прохождения первой и второй секций индукторов головка рельса прогревается со значительным градиентом температур поверхностных и глубинных слоев металла. Наблюдается превышение температуры нагрева боковых граней по сравнению с поверхностью катания. С целью выравнивания температурного поля по сечению головки рельс поступает в зону, свободную от нагрева. Дальнейший нагрев головки рельса до заданной температуры происходит в третьей секции индукторов. Согласно требованиям технологической инструкции по производству железнодорожных рельсов типа Р65 на РЗМ, нагрев ТВЧ должен обеспечить температуру на поверхности головки в диапазоне 920...970 °С

и глубину закаленного слоя не менее 11 мм. Для достижения таких параметров нагрева при скорости движения рельсов 42...46 мм/с и частоте тока 2,4 кГц требуется общая мощность индукторов 1120...1220 кВт [3, 4].

В условиях высокой энергоемкости процесса ТО с нагревом ТВЧ, весьма актуальной и важной задачей является снижение энергетических затрат при эксплуатации индукционного нагревательного оборудования. Одним из путей повышения его эффективности является совершенствование конструкции индукторов таким образом, чтобы добиться перераспределения температурного поля в головке рельса в направлении преимущественного нагрева поверхности катания, по сравнению с боковыми гранями.

В настоящей работе исследовали влияние конструкции индукторов на формирование температурного поля в головке рельса типа Р65 при неподвижном положении индукторов относительно рельса. Использовали индукторы с различной конфигурацией катушек индуктирующего провода и магнитопроводов. В конструкции индуктора 1 (рис. 1, а) катушка индуктирующего провода повторяет форму и размеры катушек индукторов первой и второй секций РЗМ. Катушка П-образной формы состоит из двух витков индуктирующего провода, которые охватывают головку рельса поперек поверхности катания и вдоль нижней части боковых граней головки, ближе к шейке рельса. Мгновенное направление тока в витках индук-

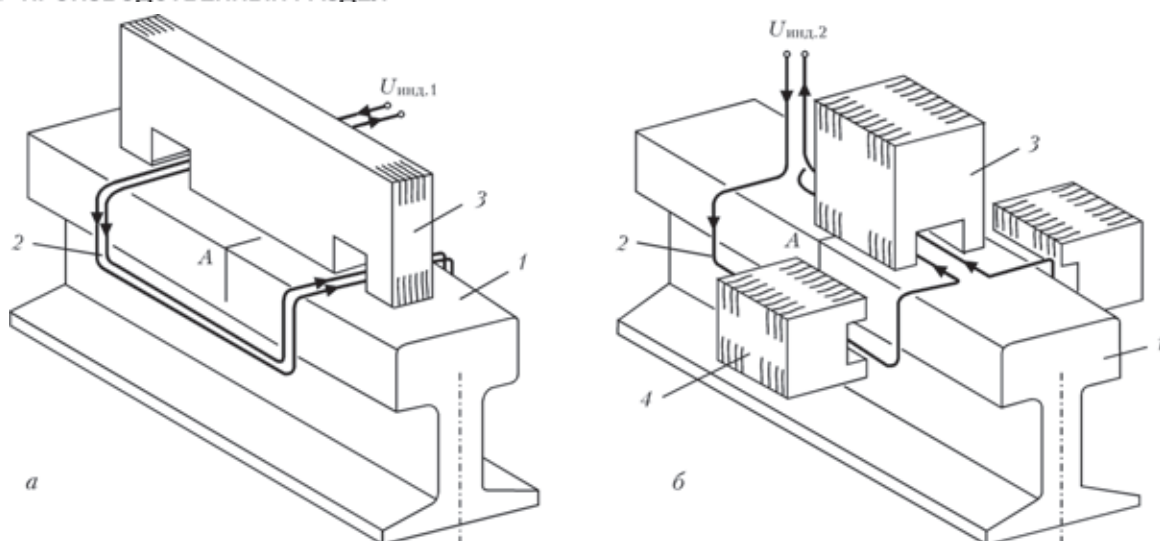


Рис. 1. Конструкции индукторов 1 (а) и 2 (б) для нагрева головки рельса: 1 — рельс типа Р65; 2 — индуктирующий провод; 3 — основной магнитопровод; 4 — дополнительные магнитопроводы

тирующего провода согласное. Длина катушки вдоль головки рельса 160 мм. Величина воздушного зазора между витками индуктирующего провода и поверхностью головки рельса 10 мм. Магнитопровод из пластин трансформаторной стали Ш-образной формы охватывает витки индуктирующего провода в месте их расположения поперек поверхности катания. Его пластины ориентированы вдоль поверхности катания. Магнитопровод предназначен для повышения концентрации индуктированного тока под витками индуктирующего провода и увеличения связи между индуктирующим проводом и поверхностью головки после потери последних магнитных свойств [5, 6].

Конструкция индуктора 2 (рис. 1, б) отличается тем, что часть витков индуктирующего провода расположена вдоль поверхности катания.

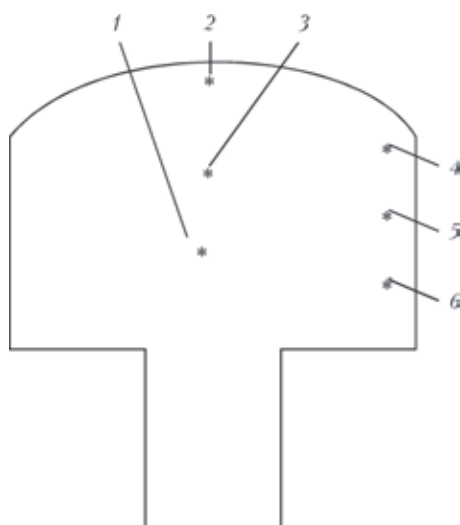


Рис. 2. Схема размещения термоэлектрических преобразователей в точках 1...6 поперечного сечения головки рельса: 1–3 — по оси симметрии рельса на глубине 20 (1), 5 (2) и 13 мм (3) от поверхности катания; 4–6 — на глубине 5 мм соответственно по выкружке (4), по центру боковой грани (5) и в нижней части боковой грани (6)

Мгновенное направление тока в этой части витков согласное. Длина катушки 160 мм, величина воздушного зазора 10 мм. Основной магнитопровод охватывает часть витков индуктирующего провода над поверхностью катания. Вдоль боковых граней головки установлены дополнительные магнитопроводы. Пластины основного и дополнительного магнитопроводов П-образной формы ориентированы поперек поверхности катания и поперек боковых граней головки рельса.

В качестве источника питания индукторов применяли тиристорный преобразователь частоты, включенный по схеме с согласующим трансформатором. Номинальная частота тока 2,4 кГц. Для измерения температуры нагрева головки рельса использовали хромель-алюмелевые термоэлектрические преобразователи, которые размещали в точках поперечного сечения А (рис. 1), равноудаленного от краев катушки индуктирующего провода по длине рельса. Схема размещения преобразователей приведена на рис. 2.

Нагрев головки рельса выполняли на режимах, приведенных в таблице. Мощность источника питания при включении индуктора 2, по сравнению с

Электрические параметры режимов нагрева головки рельса

Параметр	Индуктор 1	Индуктор 2	
		основной магнитопровод	основной и дополнительный магнитопроводы
Мощность источника питания, кВт	44,8	36,4	27,5
Напряжение индуктора $U_{\text{инд}}$, В	56	26	26
Ток индуктора $I_{\text{инд}}$, отн. ед.	4,5	3,0	2,3
Коэффициент мощности индуктора $\cos \varphi_{\text{инд}}$	0,122	0,24	0,26

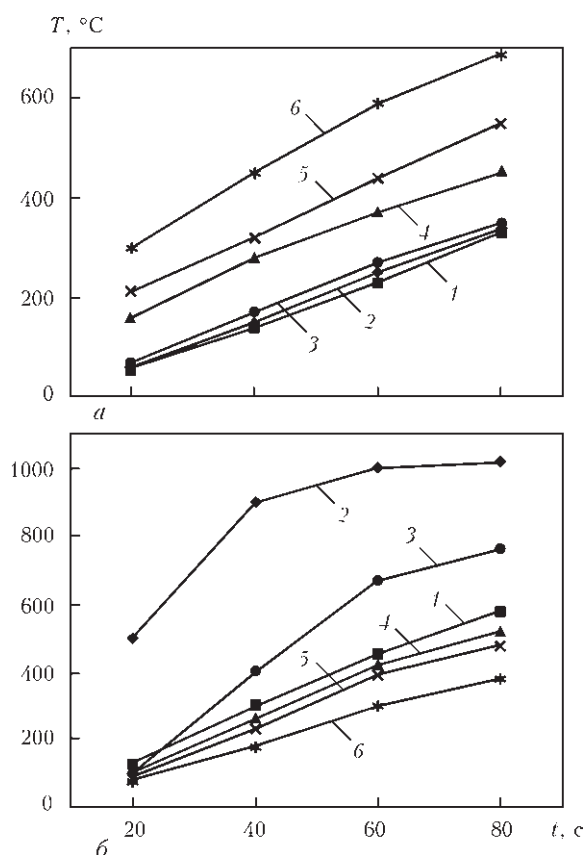


Рис. 3. Временные зависимости температуры нагрева в точках 1–6 головки рельса: а — индуктор 1; б — индуктор 2 (основной магнитопровод)

индуктором 1, меньше, а коэффициент мощности выше. Соотношение напряжений и токов индукторов (пояс Роговского) $U_{\text{инд.1}} > U_{\text{инд.2}}$ и $I_{\text{инд.1}} > I_{\text{инд.2}}$. Применение дополнительных магнитопроводов в конструкции индуктора 2 привело к уменьшению мощности источника питания от 36,4 до 27,5 кВт при напряжении индуктора $U_{\text{инд.2}} = 26 \text{ В}$.

Соответствующее распределение температурного поля в головке рельса характеризуется временными зависимостями температуры в точках 1–6 головки рельса, приведенными на рис. 3 и рис. 4. При включении индуктора 1 (рис. 3, а), скорость нагрева нижней части боковых граней головки рельса ($6,5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, точки 5 и 6) выше, чем выкружки ($4,9 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, точка 4) и поверхности катания ($4,5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, точка 2).

Здесь проявляется действие индуцированного тока в головке рельса, который протекает поперек поверхности катания и вдоль боковых граней, ближе к шейке рельса. Близкие значения скоростей нагрева в точках 1, 2 и 3 головки рельса обусловлены распространением температурного поля от боковых граней к центру головки. Через 80 с нагрева (рис. 4), температура нижней части боковых граней ($690 \text{ }^{\circ}\text{C}$, точка 6) выше, чем выкружки ($450 \text{ }^{\circ}\text{C}$, точка 4) и поверхности катания ($340 \text{ }^{\circ}\text{C}$, точка 2).

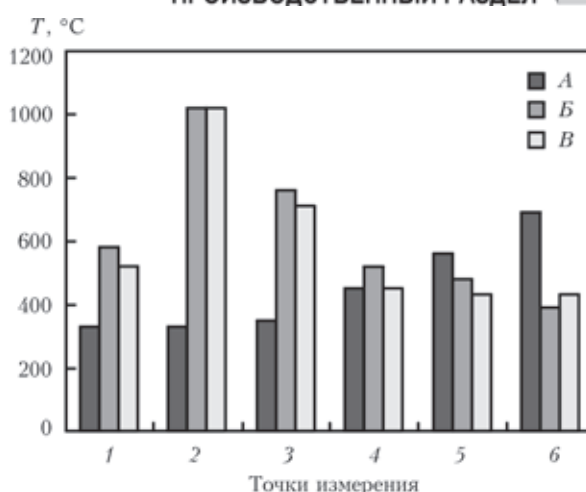


Рис. 4. Конечные значения температуры в точках 1...6 головки рельса через 80 с нагрева: А — индуктор 1; Б — индуктор 2 (основной магнитопровод); В — индуктор 2 (основной и дополнительный магнитопроводы)

При нагреве головки рельса индуктором 2, в конструкции которого использован основной магнитопровод, индуцированный ток протекает вдоль поверхности катания, поперек поверхности катания и вдоль боковых граней. Это приводит к резкому увеличению скоростей нагрева в точках 1, 2 и 3 головки рельса (рис. 3, б), до момента достижения температуры точки Кюри (около $750 \text{ }^{\circ}\text{C}$). В точке 2 поверхности катания скорость нагрева $20 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Увеличилась скорость нагрева выкружки ($7 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, точка 4), но уменьшилась в нижней части боковых граней ($4,2 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, точка 6). Через 80 с нагрева (рис. 4), температура поверхности катания составила $1020 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (точка 2), выкружки — $520 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (точка 4), боковых граней — $480 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (точка 5). Температура нагрева на глубине 13 мм от поверхности катания достигла $760 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (точка 3), на глубине 20 мм — $580 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (точка 1). Градиент температур на глубине 5...20 мм от поверхности катания $260 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (точки 2, 3). Применение дополнительных магнитопроводов в конструкции индуктора 2 привело к выравниванию нагрева выкружки (точка 4), боковых граней (точка 5) и нижней части боковых граней. Температура в этих точках $430...450 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

Выводы

1. Добиться преимущественного нагрева поверхности катания, по сравнению с боковыми гранями головки рельса и существенного уменьшения мощности источника питания позволяет конструкция индуктора, в которой витки индуцирующего провода расположены поперек поверхности катания, вдоль поверхности катания и вдоль нижней части боковых граней, а магнитопровод охватывает часть витков индуцирующего провода над поверхностью катания.

2. Применение дополнительных магнитопроводов, охватывающих часть витков индуктирующего провода вдоль боковых граней головки рельса, приводит к выравниванию нагрева выкружки, боковых граней и нижней части боковых граней.

3. Проведенные исследования позволяют рекомендовать конструкцию индуктора для применения в одной из секций РЗМ с целью преимущественного нагрева поверхности катания по сравнению с боковыми гранями.

1. *Термическая обработка рельсовой стали с использованием индукционного нагрева* / Д.К. Нестеров, В.Е. Сапо-

жков, Н.Ф. Левченко и др. // *Металловедение и терм. обработка металлов.* – 1990. – № 8. – С. 30–34.

2. *Головин Г.Ф., Зимин Н.В.* Технология термической обработки металлов с применением индукционного нагрева. – Л.: Машиностроение, 1979. – 120 с.
3. *Пат. 76555 Україна С21Д 9/04.* Спосіб термічної обробки рейок / С.О. Фірстов, А.П. Троцан, В. В.Каверинський та ін. – Опубл. 10.01.2013 Р, Бюл. № 1.
4. *Червинский В.И., Шевченко В.Г.* Применение индукционного нагрева при изготовлении и упрочнении изделий, предназначенных для железнодорожного транспорта // *Индукционный нагрев.* – 2010. – № 4. – С. 18–20.
5. *Тарас П., Фиртеану В.* Индукторы для непрерывного индукционного нагрева рельсов // Там же. – 2010. – № 4. – С. 21–26.
6. *Слухоцкий А.Е., Рыскин С.Г.* Индукторы для индукционного нагрева. – Л.: Энергия, 1974. – 264 с.

Поступила в редакцию 12.01.2015

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины

Международная ассоциация «Сварка»

Ассоциация «Электрод»

Общество сварщиков Украины

Российское научно-техническое сварочное общество

Международная конференция

НАПЛАВКА –

Наука • Производство • Перспективы

15–17 июня 2015

Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

- Теоретические проблемы наплавки.
- Новые наплавочные материалы.
- Новые технологические процессы наплавки.
- Опыт применения наплавки в различных отраслях промышленности: металлургия, горнодобывающая промышленность, нефтехимия, транспорт, машиностроение.
- Оборудование для наплавки.
- Системы контроля и управления технологическими процессами наплавки.
- Работоспособность, ресурс эксплуатации наплавленных деталей; особенности эксплуатационных разрушений наплавленных деталей.
- Нормативные документы, в том числе международного уровня, для выполнения наплавочных работ.

Рабочие языки конференции: украинский, русский, английский

Во время конференции 16 и 17 июня будет работать выставка технологий, оборудования и материалов для наплавки.

Для участия в конференции необходимо заполнить регистрационную форму и направить ее в Оргкомитет до 3 марта 2015 г. (первое информационное сообщение с регистрационной формой на сайте конференции).

Одобранные Программным комитетом конференции доклады будут опубликованы в специальном выпуске журнала «Автоматическая сварка» №6, 2015 г.

КОНТРОЛЬНЫЕ ДАТЫ

Рассылка второго информационного сообщения с программой конференции — до 15.04.2015.

Оплата организационного взноса — до 16.06.2015.

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ КОНФЕРЕНЦИИ

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

Украина, 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11

Тел./факс: (38044) 200-82-77

E-mail: journal@paton.kiev.ua

<http://pwi-scientists.com/rus/naplavka2015>



ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

А.А. Гайворонский (Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины) защитил 18 марта 2015 г. докторскую диссертацию на тему «Технологии восстановления наплавкой изделий железнодорожного транспорта из высокопрочных сталей с содержанием углерода 0,55...0,75 %».

Диссертация посвящена изучению основных закономерностей формирования структуры и физико-механических свойств наплавленного металла и ЗТВ высокопрочных сталей с содержанием углерода 0,55...0,75 %, разработке, на основании полученных новых научных знаний, теоретических основ и комплекса практических мер, обеспечивающих повышение технологической и эксплуатационной прочности восстановленных дуговой наплавкой железнодорожных колес.

Развиты представления о структурно-фазовых превращениях в металле ЗТВ при дуговой наплавке в зависимости от содержания углерода в стали. Установлено, что вследствие действия термомеханического цикла дуговой наплавки превращение переохлажденного аустенита в металле протекает с образованием закалочной бейнитно-мартенситной структуры. Мартенситное превращение, которое начинается при 280 °С и скорости охлаждения $w_{6/5} \geq 8$ °С/с при содержании углерода $C = 0,58$ %, при повышении углерода до 0,75 % смещается на 40...75 °С в область более низких температур и начинается при $w_{6/5} \geq 2$ °С/с, а твердость закаленного металла повышается в 1,4 раза. Установлено, что для обеспечения сравнительно высокой сопротивляемости хрупкому разрушению в структуре металла ЗТВ не должно быть верхнего бейнита, а количество мартенсита не превышало доли нижнего бейнита ($M/Бн < 1$).

Установлена количественная взаимосвязь между структурным состоянием закаленного металла ЗТВ и его сопротивляемостью замедленному разрушению. Построена диаграмма в виде зависимости $w_{6/5} = f(C)$, которая отражает изменение сопротивляемости замедленному разрушению (образованию холодных трещин) металла ЗТВ в зависимости от содержания углерода в стали и скорости его охлаждения при наплавке. Установлено, что для повышения сопротивляемости ЗТВ замедленному разрушению необходимо ограничивать скорость охлаждения до $w_{6/5} \leq 16,0$ °С/с при содержании углерода в стали $C < 0,60$ %, до $w_{6/5} \leq 8,0$ °С/с при $C = 0,60...0,65$ %, до $w_{6/5} \leq 5,0$ °С/с

при $C \leq 0,75$ %. При таких условиях в металле ЗТВ формируются закалочные бейнитно-мартенситные структуры, в которых процессы микропластического деформирования под действием нагружения протекают без образования микротрещин. Количественно также установлено влияние содержания диффузионного водорода в наплавленном металле на сопротивляемость ЗТВ замедленному разрушению. Показано, что повысить сопротивляемость металла замедленному разрушению до 2 раз возможно при ограничении содержания диффузионного водорода в наплавленном металле до $[H]_{диф} < 0,5$ мл/100 г.

Обосновано применение для наплавки железнодорожных колес низколегированных сварочных материалов бейнитного и бейнитно-мартенситного класса (система легирования ХНМГСФТ). Показано, что при наплавке проволоками сплошного сечения Св-08ХМ, Св-08ХМФ, порошковой проволокой ПП-АН180МН/90 в наплавленном металле, зоне сплавления и ЗТВ формируются структуры с равномерным распределением напряжений II рода. Механические свойства наплавленного металла — $\sigma_b \geq 700$ МПа, $KCU_{+20} \geq 20$ Дж/см², $HV = 2500...2800$ МПа при повышении до 2,5 раз сопротивляемости износу. Обоснованы также параметры замедленного охлаждения железнодорожных колес после наплавки. Показано, что охлаждение со скоростью 35...40 °С/ч (время охлаждения 3,5...4,5 ч при температурах выше 100 °С) способствует повышению трещиностойкости наплавки при внешних статических и циклических нагружениях.

Установлено, что наиболее нагруженным элементом профиля железнодорожного колеса при эксплуатации является место перехода от поверхности катания к гребню. Поверхностный слой металла существенно деформируется, упрочняется и в нем образуются микротрещины длиной до 350 мкм. Поэтому, перед наплавкой его следует удалить. При восстановлении износа колес необходимо, в первую очередь обеспечить повышенную сопротивляемость хрупкому разрушению металла именно на этом участке колеса, что может быть реализовано только при контролируемом термическом цикле, а наплавку колеса необходимо начинать от основания гребня.

На основании результатов комплексных исследований разработаны научно обоснованные технологии восстановления наплавкой профиля качения железнодорожных колес, изготовленных из сталей с содержанием углерода 0,55...0,75 %, которые способствуют повышению надежности и безопасности движения транспорта в условиях увеличения эксплуатационных нагружений.

СЕМИНАРЫ В РАМКАХ ЕВРОПЕЙСКОГО СОТРУДНИЧЕСТВА

10 марта 2015 г. в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины под эгидой 7-й Рамочной Европейской программы состоялось открытие семинара «SICA call-EaP countries: Assessment and Clustering Workshop», посвященное международному сотрудничеству стран-партнеров и стран Восточной Европы (EaP countries). На семинаре присутствовали участники проектов и ученые институтов НАН Украины.

На утреннем заседании, которое вел Dr. Peter Sheard из Британского Института Сварки (TWI), была представлена информация о выполнении работ по 4 проектам — OXIGEN, POEMA, THE-BARCODE, Z-ULTRA, в которых принимали участие научные коллективы Украины.

По этим проектам были освещены три ключевых момента: как ведется сотрудничество с восточными партнерами, какой вклад был сделан в дальнейшее продвижение сотрудничества Европейского союза и стран Восточной Европы, а также затронуты проблемы сотрудничества стран в рамках данного проекта. Отмечено, что работы по выполнению намеченного плана каждого из проектов продвигаются достаточно успешно, но есть некоторые трудности, обусловленные языковым барьером, логистикой, коммуникацией, использованием в работе устаревшего оборудования.

В результате целенаправленного обсуждения указанных выше проблем были намечены пути их преодоления и разработаны эффективные рекомендации дальнейшего сотрудничества.

На дневной сессии (ведущий Dr. Paul Lemmens, советник Европейской комиссии, Бельгия) представитель Президиума НАН Украины Марина Гороховатская представила информацию о выполнении совместного проекта BILAT-UKRAI-NA, направленного на расширение участия НАН Украины в научных и научно-технических программах ЕС. Также был проведен тренинг участников проектов и обозначены перспективные планы работ для формулирования запросов для следующих проектов.

12 марта 2015 г. состоялся научный семинар «**Разработка новых материалов для энергетики**» по проекту Z-ULTRA 7-й Рамочной Европейской программы «Стали с Z-фазовым упрочнением для тепловых электростанций с суперсверхкритическими параметрами». Место проведения — Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. Работа семинара была посвящена распространению новых знаний и информации, полученной ведущими специалистами научных учреждений, участвующих в выполнении проекта Z-ULTRA.

Заместитель директора Института электросварки им. Е.О. Патона академик НАН Украины Л.М. Лобанов поприветствовал участников семинара, осветил основные достижения и научно-практические результаты работы ученых института в области современной энергетики.

Координатор проекта профессор Hermann Riedel (Fraunhofer IWM, ФРГ) подвел итоги работы за прошедший период, наметил перспективы дальнейшей работы, а также представил работу о наноразмерном моделировании применительно к сталям с Z-фазовым упрочнением.

«Z-ультра — идея и ее материальное воплощение» была темой доклада John Hald из Технического университета Дании.

Доктор Klaus Blaes (Saarschmiede, Völklingen, ФРГ) осветил ключевые моменты технологии изготовления Z-фазовых сталей.

Д-р техн. наук О.В. Махненко (Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины) представил информацию о результатах математического моделирования процесса получения электрошлаковым способом разнородных стальных слитков большого диаметра для роторов турбин.

Сведения о микроструктурных исследованиях и наноразмерных экспериментах применительно к 9...12 % Cr сталей изложил Masoud Rashidi (Технологический университет Чалмерса, Швеция).

С проблемами свариваемости жаропрочных нержавеющих сталей ознакомил академик К.А. Ющенко (Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины).

Jiri Svoboda (Институт физической металлургии, Академия наук Чешской Республики) представил доклад «Термодинамика сплавов и кинетика эволюции микроструктуры: применение для Z-фазовых сталей».

Специалисты ИПП-Центра осветили проблему напряженного состояния труб, связанного с несовершенством форм (чл.-корр. НАН Украины А.Я. Красовский и д-р техн. наук И.В. Ориняк).

Вопросы моделирования и испытания на ползучесть новых Z-фазовых сталей были рассмотрены Bernhard Sonderegger (Технологический университет Граца, Австрия).

Вопросом длительной прочности и коррозионных испытаний в атмосфере дымовых газов был посвящен доклад Simon Heckmann (RWE Power AG, ФРГ).

На семинаре присутствовали сотрудники Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины и других научных институтов НАН



Украины, а также студенты и аспиранты, имеющие научный интерес к рассматриваемым темам.

13 марта 2015 г. с целью координации дальнейшей работы по проекту Z-UTRA (тема «Стали с Z-фазовым упрочнением для тепловых электростанций с суперсверхкритическими параметрами») в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины состоялось 4-е (18М) заседание консорциума.

Координатор проекта — профессор Hermann Riedel (Fraunhofer IWM, ФРГ) осветил существующее положение дел в проекте Z-UTR.

Далее участники проекта доложили о результатах работы по следующим направлениям:

WP1 — Разработка материалов и сварка. Свои разработки представили Дж. Хальд (Технический университет, Дания), К. Блаес (Saarschmiede, ФРГ); О.В.Махненко и В.Ю.Скульский (ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины)

WP6 — Демонстрация и масштабирование: С. Хекмен (RWE, ФРГ), А. Ориняк (ИПП-центр, Украина).

WP2 — Наномасштабные эксперименты: М. Рашид (Chalmers, Швеция).

WP3 — Старение, коррозия, ползучесть, внутреннее трение: макро-масштабные эксперименты — Б. Сондерергер (Технический Университет, Грац, Австрия).

WP4 — Нано- и микромасштабное моделирование: Г. Ридель (Fraunhofer IWM, ФРГ) и И. Свобода (Институт физической металлургии, Академия наук Чешской Республики).

WP5 — Мезо- и макромасштабное моделирование: Б. Сондерергер (Технический Университет, Грац, Австрия).

В ходе дискуссии обсуждались планы работы на следующий период. Сформулированы планы проведения очередного семинара.

О.В. Махненко, д-р техн. наук

ТОРЖЕСТВЕННОЕ СОБРАНИЕ В ИЭС им. Е.О. Патона

5 марта 2015 г. в конференц-зале инженерного корпуса Института электросварки состоялось торжественное собрание по случаю 145-летия со дня рождения выдающегося ученого, основателя института Евгения Оскаровича Патона.

В переполненном конференц-зале института собрались ученики Евгения Оскаровича, многочисленные последователи, маститые ученые и студенты сварочного факультета НТУУ «КПИ», директора и ведущие специалисты многих академических институтов НАН Украины, представители предприятий и учебных заведений.

Собрание открыл академик Б.Е. Патон. Он предоставил слово академику НАН Украины С.И. Кучуку-Яценко для доклада о жизненном пути в науке Евгения Оскаровича. Докладчик привел множество фактов, свидетельствующих о трудолюбии, таланте, неиссякаемой энергии и целеустремленности Е.О. Патона. Огромным вкладом в дело развития науки о сварке явилось создание

Евгением Оскаровичем уникальной научно-инженерной школы, выработавшей индивидуальный стиль, алгоритмы решения крупных научно-технических проблем. С самого начала деятельности в области электросварки он стремился создать неформальное научно-инженерное сообщество, содружество единомышленников. И это ему удалось. Для всех, кому посчастливилось работать с Евгением Оскаровичем, имя и образ этого человека навсегда связаны с такими понятиями, как большой талант, инженерная смелость и интуиция, умение идти на технический риск, преданность делу, ответственность за принятое решение, поразительная ясность цели и неутомимая настойчивость в ее достижении, честность и интеллигентность, уважение к человеку и готовность поддержать его в трудную минуту. Никогда не претендуя на роль непререкаемого авторитета, Евгений Оскарович умел и любил спорить. Не обладая даром искусного оратора, он коротко и ясно



излагал свои мысли, основательно их аргументировал. Спорил темпераментно, изредка очень резко, но никогда не менял формы высказывания в зависимости от титула и ранга оппонента.

Имя Евгения Оскаровича Патона, опередившего свое время и предугадавшего магистрали научно-технического прогресса, — одно из наиболее чтимых имен корифеев науки в нашей стране, олицетворяющее образ ученого-патриота и труженика.

С сообщением выступил также вице-президент НАН Украины академик А.Г. Наумовец. Он отметил, что авторитет академика Е.О. Патона среди сотрудников АН Украины был исключительно высок. Поэтому не удивительно, что в 1945 г. его избрали вице-президентом АН УССР. С учетом послевоенного времени ему доверили курировать сложный и ответственный участок работы — руководство Комиссией по материально-техническому обеспечению институтов академии и Комиссией по внедрению результатов научно-исследовательских работ.

Деятельность Евгения Оскаровича в Президиуме академии наук была весьма плодотворной. Он добился создания отдела материальных фондов. Потребности академии стали удовлетворяться значительно лучше. Госплан и поставщики с большим уважением относились к подписи вице-президента Е.О. Патона, которая подтверждала необходимость удовлетворения той или иной заявки. Комиссия по материально-техническому снабжению распоряжалась также и ассигнованиями, выделявшимися академии на приобретение и изготовление научного оборудования. В руках Е.О. Патона были сосредоточены мощные рычаги, с помощью которых он умело и твердо регулировал деятельность институтов академии, на-

правляя ее на повышение эффективности научных исследований.

Ректор НТУУ «Киевский политехнический Институт» М.З. Згуровский в своем выступлении остановился на периоде жизни Евгения Оскаровича, связанном с Киевским политехническим институтом. Здесь в 1904 г. он возглавлял кафедру мостов, избирался деканом, тщательно подбирал кадры, создал научно-педагогическую школу, основал проведение в КПИ знаменитых Патоновских семинаров. Е.О. Патону принадлежит инициатива создания инженерного музея и музея моделей в КПИ. Все это способствовало совершенствованию учебного процесса. Предвидя потребность в квалифицированных инженерах-сварщиках, Евгений Оскарович организовал в 1935 г. кафедру сварки в КПИ, переросшей в последствии в сварочный факультет.

О непродолжительных, но ярких впечатлениях сотрудничества с Евгением Оскаровичем на начальном этапе своей деятельности поделились его ученики академик НАН Украины Б.А. Мовчан и докт. техн. наук А.Г. Потапьевский — лауреаты Ленинской премии.

Лейтмотив всех выступлений на собрании можно кратко выразить следующими словами: «Евгений Оскарович — выдающийся ученый, талантливый инженер и педагог, организатор науки, человек редчайшего трудолюбия и самозабвенной влюбленности в свое дело, высокой требовательности к себе и к своим сотрудникам, суровой доброты и справедливости, могучей целеустремленности и непоколебимой принципиальности. Таким всегда будет для нас Евгений Оскарович Патон».

В заключение участники Торжественного собрания просмотрели новый документальный фильм «О судьбе, о славе...».

ВСТРЕЧА ПРЕЗИДЕНТА НАН УКРАИНЫ Б.Е. ПАТОНА С ЕВРОКОМИССАРОМ ЕС

20 марта 2015 г. в Институте электросварки им. Е.О. Патона состоялась встреча президента Национальной академии наук Украины академика Бориса Евгеньевича Патона с делегацией ЕС во главе с комиссаром Европейской комиссии по науке, исследованиям и инновациям Карлосом Моедашом.

Встреча была связана с знаменательным событием в научной жизни нашего государства — подписанием соглашения об участии Украины в программе Евросоюза по научным исследованиям и инновациям «Горизонт 2020».

«Горизонт 2020» — это 8-я Рамочная программа ЕС по исследованиям и инновациям. Она началась в 2014 г. и рассчитана на 7 лет, направлена на поддержку исследовательской и инновационной деятельности во всех сферах жизни общества и объединяет программы ЕС по финансированию исследований и инноваций. Общий бюджет ее составляет около 80 млрд. евро.

Подписав соглашение, Украина получила доступ ко всему спектру мероприятий, финансируемых программой. Ученые смогут пользоваться современными научными ресурсами, электронными базами, конкурировать в получении грантов с европейскими коллегами. Участниками проектов программы «Горизонт 2020» могут быть академические институты, исследовательские центры, высшие учебные заведения, научно-производственные предприятия или представители малого и среднего бизнеса. Украина получила от ЕС беспрецедентную 95-процентную скидку и годовую отсрочку первого взноса на участие в программе.

Во время встречи президент НАН Украины академик Б.Е. Патон приветствовал подписание соглашения, поблагодарил Карлоса Моедаша за



Вручение гравюры «Мост им. Е.О. Патона» Еврокомиссару Карлосу Моедашу



Посещение демонстрационного зала института



Встреча с делегацией ЕС в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины



Участники встречи в демонстрационном зале ИЭС

поддержку украинской науки и полученную украинскими учеными возможность открытого доступа в Европейское исследовательское пространство и выразил уверенность, что участие в указанной программе будет способствовать расширению сотрудничества НАН Украины с ее многочисленными европейскими партнерами.

Академик Б.Е. Патон отметил большой положительный опыт международного сотрудничества. Так, только в рамках 7-й Рамочной программы ЕС, академические институты выполнили 92 совместных проекта с коллегами из всех европейских стран. Особое внимание президент НАН Украины обратил на многолетнее участие Института электросварки им. Е.О. Патона в выполнении международных программ, в том числе Седьмой рамочной программы ЕС. Тематика этих проектов связана с фундаментальными исследованиями в области сварочных технологий, материаловедения, новых материалов.

В ответ Комиссар европейской комиссии по науке, исследованиям и инновациям Карлос Моедаш

выразил огромную благодарность академику Б.Е. Патону, подчеркнул особое значение совместных проектов Института электросварки им. Е.О. Патона в рамках программ ЕС и отметил широкие возможности, которые открывает для украинской науки программа «Горизонт 2020».

Участник делегации министр образования и науки Латвии Марите Сейл также поблагодарила академика Б.Е. Патона и приветствовала подписание соглашения. Она подчеркнула особую роль Института электросварки им. Е.О. Патона в сочетании фундаментальных исследований с прикладными разработками и выразила уверенность, что подписание соглашения об участии Украины в программе «Горизонт 2020» станет новым этапом в развитии украинской науки, который даст толчок новым инновационным открытиям.

После завершения встречи делегация ЕС посетила демонстрационный зал Института электросварки и ознакомилась с новейшими разработками института.

По материалам пресс-службы НАН Украины

Международная конференция
НАПЛАВКА –
Наука • Производство • Перспективы
 15–17 июня 2015
 Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины
<http://pwi-scientists.com/rus/naplavka2015> • E-mail: journal@paton.kiev.ua • Тел./факс: (38044) 200-82-77



НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!



*Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, редколлегия и редакция журнала «Автоматическая сварка» поздравляют заведующего отделом «Металлургия и сварка титановых сплавов», доктора технических наук, профессора **Ахонина Сергея Владимировича** и заведующего отделом «Сварка легированных сталей», доктора технических наук **Позняка Валерия Дмитриевича** с избранием их членами-корреспондентами Национальной академии наук Украины. Желаем им крепкого здоровья и дальнейших творческих успехов.*



С. В. Ахонин — известный ученый в области материаловедения, сварки и специальной электрометаллургии титановых сплавов, обогативший эти научные направления значительным вкладом. Основное направление научной деятельности сопряжено с исследованием процессов структурообразования при кристаллизации и под влиянием термического сварочного цикла в сплавах на основе титана, а также с определением влияния химического и структурно-фазового состава на механические характеристики титановых сплавов, изучением физико-химических особенностей гетерогенных металлургических реакций рафинирования и испарения с поверхности жидкого металла в вакууме, дальнейшим развитием теории кинетики процессов испарения металлических расплавов в вакууме в части совместного рассмотрения процессов массопереноса в конденсированной и газовой фазах и физико-химической реакции на межфазной поверхности. С участием С. В. Ахонина впервые в мире разработана и внедрена в производство технология переплава блоков губчатого титана в специализированной электронно-лучевой установке.

Основные направления научной деятельности **В. Д. Позняка** связаны с развитием теоретических основ физико-металлургических процессов ручной и механизированной сварки низколегированных и легированных сталей повышенной и высокой прочности, установлением закономерности влияния легирования и модифицирования металла швов на их структуру, механические свойства и сопротивляемость хрупкому разрушению, исследованием склонности высокопрочных сталей к замедленному разрушению и стойкости сварных соединений против образования холодных трещин в зависимости от их напряженно-деформированного состояния, количества диффузионного водорода в наплавленном металле, структурного состава металла ЗТВ и швов, изучением влияния внешнего напряжения на изменение параметров тонкой и дислокационной структуры, а также на статическую прочность металла ЗТВ сварных соединений, разработкой технологических процессов сварки, обеспечивающих повышение эксплуатационной прочности сварных конструкций, работающих в условиях сложных нагружений.

А.А. Эннану — 80



В феврале исполнилось 80 лет Алим Абдул-Амидовичу Эннану, заслуженному деятелю науки и техники Украины, директору Физико-химического института защиты окружающей среды и человека (ФХИЗОСич) МОН и НАН Украины, доктору химических наук, кандидату технических наук, заслуженному деятелю науки и техники Украины, профессору.

А.А. Эннан родился в Одессе. В 1952 г. закончил Одесский политехнический институт и был оставлен лекционным ассистентом на кафедре технологии и автоматизации химических производств, где подготовил и защитил (1964) кандидатскую диссертацию на тему «Исследование акустической коагуляции аэрозолей при непрерывном и импуль-

сном озвучивании применительно к производству гранулированного суперфосфата».

Последующая деятельность А.А. Эннана связана с Одесским государственным университетом им. И.И. Мечникова, где он прошел путь от старшего преподавателя кафедры неорганической химии до заведующего кафедрой химических методов защиты окружающей среды (1973–1986), которую он возглавлял до 1986 г., заведующего объединенной кафедрой неорганической химии и химической экологии (1986–1993) и проректора университета (1988–2001). В 1985 г. А.А. Эннан был назначен научным руководителем Межведомственного центра защиты окружающей среды в сварочном производстве Академии наук УССР и МВССО УССР, с 1988 по 1992 гг. был директором ИЦ «Экология в сварочном производстве»

МВССО УССР. С 1992 г. по настоящее время А.А. Эннан — директор ФХИЗОСич.

А.А. Эннан — известный ученый в области химии неорганических фторидов, защиты окружающей среды и человека. Под его руководством выполнены систематические исследования комплексообразования тетрафторида кремния, кремнефтороводородной и фтороводородной кислот с различными классами азот- и кислородсодержащих органических оснований; изучены структурные и термодинамические характеристики, реакционная способность аддуктов; выявлены корреляционные зависимости между основностью лигандов и физико-химическими характеристиками аддуктов. В частности, была экспериментально установлена и теоретически обоснована тенденция стабилизации трансизомеров гексакоординатных тетрафторокомплексов кремния; определены особенности структурной реорганизации указанных комплексов в ходе реакций дегидрофторирования, которые приводят к образованию мономерных и полимерных производных тетраэдрического кремния с ковалентными связями кремний—азот и кремний—кислород, имеющих важное народнохозяйственное значение. Наиболее полно качества А.А. Эннана как прагматически мыслящего ученого проявились при разработке эффективных методов и средств защиты

окружающей среды и производственного персонала от воздействия сварочных аэрозолей: в короткий срок была осуществлена разработка и организовано производство легких пылегазозащитных респираторов «Снежок», установок для подачи кондиционированного воздуха в кабины крановщиков цехов электросварочного и алюминиевого производства, газоанализаторов фтористого водорода «Фторинг», установок для локализации и улавливания сварочных аэрозолей «Мрия», сорбционно-фильтрующих материалов и низкотемпературных катализаторов для улавливания, разложения и окисления токсичных газов.

Результаты научной деятельности А.А. Эннана отражены в шести монографиях и более чем 400 публикациях, приоритет и оригинальность разработок защищены более ста авторскими свидетельствами, патентами Украины и патентами других стран на изобретения. Под его руководством подготовлены и защищены 22 диссертации, в том числе 3 докторские. В настоящее время А.А. Эннан является заместителем председателя секции «Охрана окружающей среды» Экспертного совета по энергосбережению и природным ресурсам МОН Украины. А. А. Эннан награжден орденом князя Ярослава Мудрого V степени (2005), Грамотой Верховной Рады Украины (2009).

О. Г. КАСАТКИНУ — 80



Исполнилось 80 лет известному ученому в области сварочного материаловедения доктору технических наук, ведущему научному сотруднику Института электросварки им. Е.О. Патона НАНУ Олегу Георгиевичу Касаткину. В 1966 г. О.Г. Касаткин был принят по конкурсу в ИЭС им. Е.О. Патона, где прошел

путь от младшего научного сотрудника отдела математических методов исследований физико-химических процессов при сварке до заведующего лабораторией «Статистические методы моделирования и оптимизации сварочных процессов» (с 1982 г.). Основное направление научной деятельности Олега Георгиевича в этот период — свариваемость высокопрочных сталей, изучение зависимостей состав—структура—свойства сварных соединений, разработка соответствующих математических моделей. В 1990 г. он защитил докторскую диссертацию на тему «Математическое исследование зависимостей состав—свойства сварных соединений и создание расчетноэкспериментальной системы для оптимизации основных

технологических факторов сварки низколегированных конструкционных сталей».

В последнее время О.Г. Касаткин занимается вопросами, связанными с проблемами атомной энергетики Украины. В 2004 г. он принимал активное участие в разработке и реализации программы контроля свойств металла корпуса ядерного реактора ВВЭР-1000 энергоблока № 4 Ровенской АЭС по образцам-свидетелям. В настоящее время работает по проблеме обоснования возможности продления ресурса энергоблоков АЭС за проектный срок. О.Г. Касаткин — автор более 230 опубликованных работ, в том числе двух монографий, подготовил доктора наук в области сварки высокотемпературного оборудования ТЭС. Он является ученым секретарем научно-координационного и экспертного совета по вопросам ресурса и безопасной эксплуатации конструкций, сооружений и машин при Президиуме НАН Украины, входит в состав редколлегии академического журнала «Металознавство та обробка металів».

Сердечно поздравляем Олега Георгиевича с юбилеем и желаем ему крепкого здоровья, долгих лет жизни, творческих успехов и благополучия.

Институт электросварки им. Е. О. Патона
Редколлегия и редакция журнала «Автоматическая сварка»

Информационная система маркетинга в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины

Одним из необходимых условий успешного функционирования Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины (ИЭС) на всех этапах его существования является наличие эффективной системы научно-технической и экономической информации, системы поиска, обобщения и анализа данных о приоритетах развития мировой сварочной науки и техники, о состоянии и перспективах мирового и региональных сварочных рынков. Недаром говорят: проинформирован — значит, вооружен.

Основными источниками информационного обеспечения являются научно-технические, экономико-статистические, рыночные и рекламные данные, публикуемые в открытой печати, на конференциях, выставках, ярмарках и других подобных мероприятиях. Информация о результатах научных исследований, издаваемая в виде монографий, диссертаций, рефератов, а также получаемая в ходе международных встреч и обменов специалистами, представляет собой еще один очень важный канал оперативного получения новых знаний, который необходимо использовать в своей работе. И конечно, очень важным в настоящее время является свободный доступ всех отделов к информационным ресурсам Интернета.

На базе этих и многих других источников формируется проблемно-ориентированный массив данных по основным направлениям деятельности института, предназначенный для информационного обеспечения научно-технических разработок, трансфера и коммерциализации их результатов.

Основной массив информации сосредоточен в научно-технической библиотеке (НТБ), которая начала функционировать в 1934 г. с первых дней создания института. Сейчас фонды НТБ института насчитывают свыше 272 тыс. единиц хранения как на бумажных, так и на электронных носителях, из которых более 9 тыс. — труды сотрудников ИЭС. В порядке обмена библиотека получает научно-техническую литературу, монографии, журналы и другие издания зарубежных стран. Все получаемые издания ежемесячно реферируются и в виде библиографических указателей доводятся до отделов, лабораторий и других структурных подразделений ИЭС и Научно-технического комплекса «ИЭС им. Е.О. Патона» НАН Украины (НТК). В читальном зале библиотеки сотрудники ИЭС и НТК имеют возможность оперативно ознакомиться с новейшими публикациями отечественных и зарубежных научно-технических изданий. При необходимости НТБ института по межбиблиотечному абонементу может предоставить своим читателям возможность ознакомиться с изданиями, отсутствующими в ее фондах.

В фондах НТБ имеются все номера издаваемых институтом специализированных журналов: «Автоматическая сварка», «Техническая диагностика и неразрушающий контроль», «Сварщик», «Современная электрометаллургия» — тематических изданий по направлениям, в которых институт имеет мировое признание. Основная информация, публикуемая в этих журналах, содержится в Интернете на Web-сайте института (www.paton.kiev.ua). Кроме того, журналы переиздаются на английском языке в ИЭС им. Е.О. Патона и в Англии.

Ежегодно в этих журналах публикуется свыше 350 статей по актуальным разработкам ученых и специалистов нашего института, сотрудничающих с нами организаций Украины и зарубежных авторов. Имеется также краткая научно-техническая, производственная и рекламная информация, представляющая интерес для исследователей, разработчиков и производителей.

Кроме упомянутых выше источников информации, в институте функционирует так называемая проблемно-ориентированная система поиска, обобщения и анализа информационных потоков, на базе которой формируются и постоянно обновляются соответствующие информационные банки. С появлением современных информационных технологий мы получили возможность более оперативно и в более широком объеме получать и обобщать требуемую информацию, а также полнее и оперативнее доводить ее до потенциальных потребителей в виде информации открытого и закрытого типа. Информация открытого типа содержит, как правило, в обобщенном виде публикуемые в открытых источниках экономико-статистические данные, характеристики рынка, информацию о производителях и потенциальных поставщиках сварочных материалов и оборудования, уровне цен, основных технико-экономических показателях различных технологий и оборудования. Экономическая информация закрытого типа содержит результаты аналитической обработки открытой информации, а также результаты специальных исследований целевого характера, являющихся по своей сути коммерческой информацией.

Ориентироваться в ситуации на украинском рынке помогают издаваемые отделом экономических исследований института ежегодные «Экономико-статистические обзоры сварочного производства и рынка сварочной техники Украины». В этих обзорах приводятся основные показатели экономики Украины и ее сварочного производства, данные об объемах производства сварных конструкций, сварочных материалов и оборудования, информация об основных производителях сварочной техники и их специализации. Приводится информация об украинском сварочном рынке (его объемы, уровни цен на основное сварочное оборудование и материалы и их динамика), а также данные о технологической себестоимости основных способов сварки, их ресурсоемкости, влиянии на окружающую среду, о системе подготовки инженерных и рабочих кадров, технико-экономические показатели основных видов сварки.

Информация о деятельности сварочного производства Украины на внешних рынках приводится в выпускаемых отделом экономических исследований ежегодниках «Внешнеэкономическая деятельность Украины. Сварочные материалы и оборудование». В них приводятся данные об объемах, номенклатуре и географии экспорта-импорта сварочной техники, о состоянии внешнеэкономического баланса.

При проведении исследований зарубежных рынков используются русско- и англоязычные сборники международной экономико-статистической информации по сварке «СВЭСТА», которые периодически выпуска-

ются при поддержке Международного института сварки (IIW) и Европейской федерации сварки, резки и соединений (EWF). Основная цель этих сборников — дать широкому кругу специалистов систематизированную информацию о состоянии и тенденциях развития рынка сварочной техники и конструкционных материалов в различных странах, регионах и в мире в целом. При подготовке сборника «СВЭСТА-2014» была использована собственная информация ИЭС, а также данные более 40 зарубежных специализированных источников на 14 языках, включая английский, немецкий, японский, китайский и др. В сборнике приводятся натуральные и стоимостные показатели объемов производства, потребления, экспорта-импорта оборудования и расходных материалов, используемых в процессах сварки и родственных технологий. Дается также информация о мировом, региональных и национальных рынках промышленных, в т. ч. сварочных, роботов, а также основных конструкционных материалов, применяемых в сварочном производстве.

Вся информация в сборниках о сварочном производстве Украины, о внешнеэкономической деятельности украинских производителей и потребителей сварочной техники, а также информация в «СВЭСТЕ» представлена в основном в виде таблиц и диаграмм. Такая лаконичная форма позволяет при минимальных объемах сборников обеспечить максимальные объемы информации в виде, удобном для ее последующего анализа при проведении дальнейших исследований. Все данные в таблицах и диаграммах приводятся с указанием источников информации.

При формировании информационных банков данных (БД) и подготовке обзоров экономико-статистической информации в максимально возможной степени учитываются требования, традиционно предъявляемые потенциальными пользователями к таким банкам. К числу таких требований относятся:

- ♦ использование результатов собственных исследований в сопоставлении с данными авторитетных международных исследований;

- ♦ обеспечение глубины ретроспективы и перспективы, т. е. подача информации не в статике (за один год), а в динамике. Это позволяет оценить не только текущее состояние показателей в данный момент, но и их изменение под влиянием различных факторов в предыдущие годы, а также спрогнозировать влияние этих и вновь выявляющихся факторов в обозримом будущем;

- ♦ обеспечение достоверности информации — информация, даже имеющая официальное подтверждение, перепроверяется по двум и более независимым источникам;

- ♦ обязательное использование не только стоимостных, но и натуральных показателей объемов производства, потребления и, особенно, экспортно-импортных операций. Делается это чтобы избежать разночтений в международных сопоставлениях при переводе показателей из одних валют в другие, а также с целью устранения преднамеренных искажений данных официальной статистики в интересах тех или иных политических сил даже в пределах одной страны. Ведь недаром говорят, что «есть ложь, есть наглая ложь, а еще есть статистика»;

- ♦ постоянная актуализация и обновление банков данных, своевременное внесение необходимых изменений и уточнений информации, если необходимость в этом будет выявлена.

Кроме банков экономико-статистической информации, в институте имеется патентно-информационный фонд и целый ряд других банков, использование которых помогает отделам-разработчикам и службам, занимающимся трансфером технологий и их коммерциализацией.

Анализ персонала украинского сварочного производства (ученых, преподавателей, инженеров, производственников) позволил создать БД «Ученые и специалисты сварочной науки, техники и производства Украины», куда вошли:

- ♦ ученые и специалисты-исследователи, разработчики сварочных технологий, оборудования и материалов;
- ♦ научно-педагогический состав сварочных кафедр вузов III и IV уровня;
- ♦ ведущие специалисты предприятий и организаций-изготовителей сварных конструкций, сварочных материалов и оборудования;

- ♦ главные сварщики и другие специалисты – члены Общества сварщиков Украины – потенциальные потребители сварочного оборудования, материалов, технологий;

- ♦ сотрудники организаций-посредников, оказывающих услуги на сварочном рынке и служащих одним из каналов доведения научно-технической продукции от ее разработчика до потребителя.

Постоянно пополняется БД «Разработки института», информация в котором излагается в виде специальной формы «Информационная карта научно-технической продукции».

Расширение международных научных и коммерческих контактов, все увеличивающийся объем мировой научно-технической и рыночной информации по сварке, на 98 % состоящей из англоязычных публикаций, предопределяют необходимость преодоления языкового барьера. Практика показала, что при существующем в Украине уровне языковой подготовки это достаточно проблематично. С этой целью в институте подготовлены и изданы двух- и трехязычные орфографические словари по сварке и родственным технологиям. В 2014 г. выпущен в электронном виде первый вариант украинско-русско-английского словаря-справочника (трехязычная миниэнциклопедия по сварке), которым обеспечены все отделы института, кафедры сварки украинских вузов и ведущие специалисты по сварке промышленных предприятий.

Как показала многолетняя практика, по своему объему и содержанию имеющиеся в ИЭС справочно-информационные материалы являются уникальным источником научно-технической и экономической информации. Это помогает разработчикам и производителям украинской сварочной техники обеспечить достаточно высокий уровень ее конкурентоспособности на отечественном и зарубежных рынках. Именно поэтому выпуск сварочных материалов и оборудования является одной из немногих отраслей украинской промышленности, которая многие годы обеспечивает положительный внешнеторговый баланс.

Деятельность Совета научной молодежи Института электросварки им. Е.О.Патона НАН Украины

В декабре 2014 г. Совет научной молодежи института отметил 15-летие со дня основания. В ИЭС всегда уделялось особое внимание подготовке и поддержке молодых специалистов. Однако во времена экономических трудностей 90-х гг. наблюдался значительный отток молодежи из института, что привело к потере перспективных кадров. Дирекция института по инициативе ученого секретаря Л.С. Киреева приняла решение о реализации эффективных мер по поддержке интеллектуального потенциала института. В 1999 г. научная молодежь ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины получила официальный статус и объединилась в общественный орган при дирекции — Совет научной молодежи института (СНМИ).

СНМИ был создан с целью объединения научной молодежи, работающей в подразделениях ИЭС, интеграции ее интересов в профессиональной сфере и важнейших социальных проблемах. Состав СНМИ сформировался из молодых ученых института, а также научных сотрудников и аспирантов в возрасте до 35 лет. Постоянно действующий состав Совета включает 15 человек, в том числе из его состава избираются председатель, заместители и секретарь.

Основные задачи совета:

- содействие профессиональному росту научной молодежи, развитие научных инициатив, закрепление молодых научных кадров в институте;
- выполнение роли представительского органа для отстаивания прав научной молодежи в Ученом совете и дирекции ИЭС;
- выражение мнения научной молодежи по различным аспектам профессиональной деятельности;
- подготовка предложений по решению социально-бытовых проблем, стоящих перед молодежью, для их рассмотрения дирекцией и профкомом ИЭС.

За время существования СНМИ с 1999 г. в его состав входило около 50 молодых ученых института, большинство из которых защитили кандидатские диссертации в установленные сроки, 3 члена Совета защитили докторские диссертации в возрасте до 42 лет (О.В. Махненко, С.В. Рымар, В.Ю. Хаскин). Председателями СНМИ в разное время были: 1999–2002 гг. — канд. техн. наук М.Т. Панько; 2002–2006 гг. — канд. техн. наук С.Н. Степанюк; 2006–2009 гг. — канд. техн. наук С.Г. Войнарович; 2009–2012 гг. — В.В. Савицкий; 2012–2013 гг. — канд. техн. наук И.Н. Клочков; с 2013 г. — А.А. Полишко.

СНМИ является организатором ряда научно-технических конференций молодых ученых и специалистов по теме «Сварка и родственные технологии». Эти конференции, ставшие уже традиционными, проводятся раз в два года начиная с 2001 г. и являются самыми крупными молодежными конференциями по сварочной тематике в Украине. Эти конференции проводятся в живописной местности — поселке городского типа Ворзель, под Киевом и собирают значительное количество участников из Украины и других стран.

Для содействия профессиональному росту и развитию научных инициатив СНМИ дирекция института ежегодно привлекает к выполнению поисковых научно-исследовательских работ молодых ученых и специалистов. В рамках этих поисковых работ организовываются временные молодежные творческие коллективы для более эффективного использования научного потенциала молодых специалистов, ускоренного проведения научно-исследовательских работ, обмена опытом и т.д. Стало уже традиционным привлечение молодых ученых института в качестве руководителей научно-исследовательских работ по грантам НАНУ и Президента Украины для молодых ученых.

Приведем ряд таких работ, выполненных по следующим темам:

- ♦ разработка технологии получения кремния для солнечной энергетики (руководитель канд. техн. наук Д.М. Жиров);
- ♦ исследование свойств покрытий из титана и диоксида титана, применяющегося в качестве покрытий для имплантов (руководитель канд. техн. наук С.Г. Войнарович);
- ♦ установление технологических особенностей процесса лазерной сварки стыковых разнородных соединений нержавеющей сталей, углеродистых и низколегированных (руководитель канд. техн. наук А.В. Бернацкий).

Научно-исследовательские работы молодых ученых института постоянно отмечаются премиями и грамотами НАН Украины:

- ♦ в 2010 г. премию НАН Украины для молодых ученых получила К.В. Ляпина за работу «Разработка технологических основ изготовления пористых и порошковых металлических материалов методом их вакуумного осаждения в паре галогенидов щелочных металлов»;



На совещании у Б.Е. Патона. Участвуют С.И. Кучук-Яценко, Л.М. Лобанов, И.В. Кривцун, В.В. Савицкий, А.А. Полишко



На отчете аспирантов в зале Ученого совета ИЭС



Экскурсия в институте для выпускников школ



Участники семинара «Современные проблемы металлургии черных и цветных металлов и специальных сплавов. Материаловедение», май 2014 г.

ли канд. техн. наук А.В. Игнатенко и В.С. Синюк за проект «Исследование водородной локализации пластичности и ее влияния на развитие субмикротрещины в высокопрочных низколегированных сталях». В 2013 г. грант Президента Украины для поддержки научных исследований молодых ученых за работу «Повышение несущей способности эксплуатируемых металлоконструкций высокочастотной механической проковкой» получил С.А. Соловей.

Одна из главных функций СНМИ заключается в привлечении и закреплении молодых специалистов в институте. Работа в этом направлении начинается с популяризации научной деятельности среди школьников. Члены СНМИ принимают активное участие в деятельности Малой академии наук Украины и неоднократно отмечались благодарностями МОН Украины, НАН Украины, Национального Центра «Малая академия наук Украины» за многолетнее плодотворное сотрудничество и существенный вклад в дело развития и поддержки одаренной школьной молодежи. Так, в 2014 г. благодарность получили канд. техн. наук А.Н. Кислиця и канд. техн. наук В.В. Савицкий. Члены СНМИ принимают активное участие в фестивале «Дни науки», организуют экскурсии в институте для выпускников школ, учащихся профильных техникумов и ВУЗов. С привлечением выпускников профильных ВУЗов проводятся семинары, летние школы, конференции.

Кроме того, СНМИ содействует общению молодых сотрудников внутри института. Организовываются совместные культурно-спортивные мероприятия: турниры по мини-футболу, настольному теннису, шахматам и другим видам спорта, походы выходного дня, фотовыставки, торжественные собрания. Это способствует общению молодежи института в неформальной обстановке. СНМИ проводит научно-практические семинары молодых ученых, аспирантов и студентов. В 2014 г. при поддержке дирекции СНМИ провел два семинара, посвященные 80-летию института в рамках VIII Всеукраинского фестиваля науки 15 мая 2014 г. «Современные проблемы металлургии черных и цветных металлов и специальных сплавов. Материаловедение» и 3 декабря 2014 г. «Прогрессивные технологии сварки и наплавки. Прочность и надежность сварных конструкций». Подобного рода мероприятия проводятся с целью обмена опытом и налаживания научных и дружественных отношений между молодыми научными сотрудниками как внутри института, так и между различными учреждениями, которые принимают участие в работе семинаров.

20–22 мая 2015 г. СНМИ при поддержке Национальной академии наук Украины и Института электро-сварки им. Е.О. Патона НАН Украины проведет VIII Международную конференцию молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии», которая посвящается памяти д-ра техн. наук Л.С. Киреева.

♦ в 2011 г. грамоту и премию НАНУ для молодых ученых получил Ю.А. Никитенко за работу «Получение быстрозакаленных высокорекреационных и тугоплавких сплавов при индукционной и плазменно-дуговой плавке»;

♦ в 2012 г. премию НАН Украины для молодых ученых получил М.А. Хохлов за работу «Способ низкотемпературного соединения биметаллических элементов теплообменников для капсулирования микроэлектроники аэрокосмического назначения»;

♦ в 2014 г. премию НАН Украины для молодых ученых получил И.Н. Клочкив за работу «Повышение долговечности тонколистовых сварных соединений алюминиевых сплавов высокочастотной проковкой».

Кроме того, научно-технические проекты молодых ученых института принимают участие в конкурсе «Интеллектуальный потенциал молодых ученых — городу Киеву». Так, в 2008 г. I премию конкурса научно-технических проектов за работу «Повышение циклической долговечности сварных соединений в коррозионной среде» получил С.А. Соловей, II премию получили А.В. Сиора и А.В. Бернацкий за работу «Разработка технологии комбинированного лазерно-плазменного легирования пар трения узлов подвижного состава коммунального предприятия «Киевский метрополитен». Премию Кабинета Министров Украины за особые достижения молодежи в 2012 г. получил А.В. Сиора.

Ряд молодых ученых института являются стипендиатами Киевского городского головы для одаренной молодежи, а также получают стипендии Президента Украины для молодых ученых.

Часть работ под руководством молодых ученых института проводится при поддержке грантов Президента Украины. В 2012 г. грант Президента Украины для поддержки научных исследований молодых ученых получил

Приглашаем молодых ученых принять участие в работе конференции
(www.paton.kiev.ua/wrty2015; E-mail: wrty2015@gmail.com).

А.А. Полишко, председатель СНМИ