



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,
А. Т. Зельниченко, А. Я. Ищенко,
В. И. Кирьян, И. В. Кривцун,
С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),
Ю. Н. Ланкин,
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
В. И. Махненко, О. К. Назаренко,
В. Д. Позняков,
И. К. Походня, И. А. Рябцев,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Н. П. Алешин (Россия)
Гуань Цяо (Китай)
У. Дилтай (Германия)
А. С. Зубченко (Россия)
В. И. Лысак (Россия)
Н. И. Никифоров (Россия)
Б. Е. Патон (Украина)
Я. Пилярчик (Польша)
Г. А. Туричин (Россия)
Чжан Янмин (Китай)
Д. фон Хофе (Германия)

УЧРЕДИТЕЛИ:

Национальная академия наук Украины,
ИЭС им. Е. О. Патона,
МА «Сварка»

ИЗДАТЕЛЬ:
МА «Сварка»

Адрес редакции:
03680, Украина, Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАНУ
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj
URL: www.rucont.ru

Редакторы:

Е. Н. Казарова, Т. В. Юштина
Электронная верстка:
И. Р. Наумова, А. И. Сулима

Свидетельство о государственной
регистрации KB 4788
от 09.01.2001

**Журнал входит в перечни
утвержденных ВАК Украины
и Российской Федерации изданий
для публикации трудов
соискателей ученых степеней**

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

50 лет во главе Национальной академии наук Украины 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Махненко В. И., Махненко О. В., Козлитина С. С., Дзюбак Л. И.
Сварные конструкции из аустенитной стали типа 10X18H10T в
условиях радиационного распухания 7
*Райзген У., Шлезер М., Абдурахманов А., Туричин Г., Валдайцева Е.,
Бах Ф.-В., Хассель Т., Беньяш А.* Исследование факторов, влияю-
щих на образование дефектов сварного шва при электронно-луче-
вой сварке в открытой атмосфере 13
Овчинников А. В. Применение титановых сплавов с субмикростру-
ктурой для восстановления деталей роторной
части ГТД 21
*Рябцев И. А., Кондратьев И. А., Бабинец А. А., Гордань Г. Н., Кайда
Т. В., Богайчук И. Л.* Влияние высокотемпературного термоцик-
лирования на наплавленный металл типа штамповых теплостойких
сталей 26
*Полишко А. А., Медовар Л. Б., Саенко В. Я., Степанюк С. Н., Туник
А. Ю., Клочков И. Н., Березин И. В.* Формирование структуры и
свойств стали типа 316 при последовательной кольцевой электро-
шлаковой наплавке жидким металлом 29
*Мурашов А. П., Грищенко А. П., Вигилянская Н. В., Бурлаченко А. Н.,
Демьянов И. А.* Эффективность применения защитной насадки при
плазменном напылении 33

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Головки В. В. Агломерированные флюсы в отечественном свароч-
ном производстве (Обзор) 38
*Лобанов Л. М., Илларионов С. Ю., Добрушин Л. Д., Пащин Н. А.,
Тисенков В. В., Бондарев С. В., Гаврилов С. А., Сергиенко Н. А.,
Кутишенко А. В.* Восстановительное плакирование взрывом резбо-
вого канала вагонных осей 42
Беленький В. Я., Трушников Д. Н., Младенов Г. М., Ольшанская Т. В.
Особенности получения качественных сварных швов при электрон-
но-лучевой сварке высокопрочных сталей большой толщины 47
*Заруба И. И., Андреев В. В., Шатан А. Ф., Москович Г. Н., Халиков
В. А.* Новый тип импульсного стабилизатора горения сварочной дуги
переменного тока 51
Ланкин Ю. Н., Семикин В. Ф., Осечков П. П., Байштрук Е. Н. Привод
сжатия электродов для машин контактной точечной микросварки 54
Шаповалов К. П., Макаренко Н. А., Грановская Л. А. Совершенст-
вование способа плазменной наплавки с боковой подачей приса-
дочной проволоки 57
Корниченко А. Н. У истоков комплексного развития сварочного
производства 60

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Жудра А. П., Дзыкович В. И. Влияние формы частиц карбида вольф-
рама на их микротвердость, химическую неоднородность и износо-
стойкость композиционного наплавленного металла 62
Диссертации на соискание ученой степени 64

ХРОНИКА

Наши поздравления 66
Д. фон Хофе — 70 66
Г. С. Волошкевич (открытие памятной доски) 67
ИНФОРМАЦИЯ 68

Avtomaticheskaya Svarka

№ 2 (706)
February 2012
Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelnichenko,
A. Ya. Ishchenko, I. V. Krivtsun,
S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),
V. I. Kiryan, Yu. N. Lankin,
V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),
L. M. Lobanov, A. A. Mazur,
V. I. Makhnenko,
O. K. Nazarenko, I. K. Pokhodnya,
V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,
B. V. Khitrovskaya (exec. secr.),
V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)
D. von Hofe (Germany)
Guan Qiao (China)
U. Dilthey (Germany)
A. S. Zubchenko (Russia)
V. I. Lysak (Russia)
N. I. Nikiforov (Russia)
B. E. Paton (Ukraine)
Ya. Pilarczyk (Poland)
G. A. Turichin (Russia)
Zhang Yanmin (China)

FOUNDERS:

The National Academy of Sciences
of Ukraine, The E. O. Paton Electric
Welding Institute,
International Association «Welding»

PUBLISHER:

International Association «Welding»

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
http://www.nas.gov.ua/pwj
URL: www.rucont.ru

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushchina
Electron galley:

I. R. Naumova, A. I. Sulima

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved

This publication and each of the articles
contained here in are protected
by copyright

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

CONTENTS

50 years at the head of the National Academy of Sciences of Ukraine 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Makhnenko V. I., Makhnenko O. V., Kozlitina S. S., Dzyubak L. I. Welded
structures of austenite steel of 10Kh18N10T type under conditions of ra-
diation-induced swelling 7
*Reisgen U., Schleser M., Abdurakhmanov A., Turichin G., Valdaitseva E.,
Bach F.-W., Hassel T., Beniyash A.* Study of factors influencing the forma-
tion of weld defects in non-vacuum electron beam welding 13
Ovchinnikov A. V. Application of titanium alloys of submicrocrystalline
structure for restoration of components of HTE rotor part 21
*Ryabtsev I. A., Kondratjev I. A., Babinets A. A., Gordan G. N., Kaida
T. V., Bogajchuk I. L.* Effect of high-temperature thermocycling on depos-
ited metal of die heat-resistant steels type 26
*Polishko A. A., Medovar L. B., Saenko V. Ya., Stepanyuk S. N., Tunik
A. Yu., Klochkov I. N., Beresin I. V.* Formation of structure and properties
of 316 type steel at successive circumferential electroslag cladding using
liquid metal 29
*Murashov A. P., Grishchenko A. P., Vigilyanskaya N. V., Burlachenko
A. N., Demyanov I. A.* Efficiency of application of shielding nozzle in
plasma spraying 33

INDUSTRIAL

Golovko V. V. Agglomerated fluxes in domestic welding production
(Review) 38
*Lobanov L. M., Illarionov S. Yu., Dobrushin L. D., Pashchin N. A., Tisen-
kov V. V., Bondarev S. V., Gavrilov S. A., Sergienko N. A., Kutishenko
A. V.* Restoration explosion cladding of threaded channel of railway car
axles 42
Belenkiy V. Ya., Trushnikov D. N., Mladenov G. M., Olshanskaya T. V. Pe-
culiarities of weld formation in electron-beam welding of high-strength
steels of large thickness 47
Zaruba I. I., Andreev V. V., Shatan A. F., Moskovich G. N., Khalikov V. A.
New type of pulsed stabilizer of a.c. welding arc burning 51
Lankin Yu. N., Semikin V. F., Osechkov P. P., Bayshtruk E. N. Drive for
compression of electrodes for resistance spot microwelding machines 54
Shapovalov K. P., Makarenko N. A., Granovskaya L. A. Modernization of
method of plasma surfacing with side feeding of filler wire 57
Kornienko A. N. At the very beginning of integrated development of weld-
ing manufacturing 60

BRIEF INFORMATION

Zhudra A. P., Dzykovich V. I. Influence of shape of tungsten carbide parti-
cles on their microhardness, chemical heterogeneity and wear resistance
of composite deposited metal 62
Theses for scientific degree 64

NEWS

Our congratulations 66
D. von Hofe is 70 66
G. S. Voloshkevich (opening of memorial plaque) 67
INFORMATION 68

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

50 ЛЕТ ВО ГЛАВЕ НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК УКРАИНЫ



В феврале исполняется 50 лет с момента избрания Бориса Евгеньевича Патона Президентом АН УССР, ныне Национальной академии наук Украины. Б. Е. Патон — выдающийся украинский ученый в области сварки, металлургии и технологии металлов, материаловедения, общественный деятель, талантливый организатор науки, академик Национальной академии наук Украины, Российской академии наук, профессор, заслуженный деятель науки и техники УССР, дважды Герой Социалистического Труда СССР, Герой Украины, участник Великой Отечественной войны, ликвидатор аварии на ЧАЭС.

Глубокое понимание роли науки в обществе, ее целей и задач, высокий международный авторитет ученого, преданность науке, неиссякаемая энергия и высокие моральные качества, общественно-политическая деятельность, опыт руководства большим научным коллективом явились решающими аргументами при избрании Бориса Евгеньевича на этот пост. Под руководством Б. Е. Патона разра-

ботана новая структура и устав академии, направленные на наиболее рациональное использование научных сил и средств, их концентрацию на решении важнейших проблем науки, влияние на развитие экономики Украины.

По инициативе Б. Е. Патона и при его активной поддержке в системе Академии наук УССР были созданы десятки новых институтов и организаций, расширяющих и углубляющих исследования в наиболее важных научных направлениях. Он постоянно добивается четкого определения научного профиля каждого института, заботится о том, чтобы каждый из них стал ведущим в своем направлении в республике, государстве, мире.

Академия наук Украины — главный научный центр, где широким фронтом проводятся исследования по актуальным проблемам естественных, технических, социогуманитарных наук. Учреждения академии занимают достойные позиции в таких областях, как математика, теоретическая физика, физика твердого тела и низких температур, радиофизика и радиоастрономия, материаловедение, кибернетика и вычислительная техника, нейрофизиология, молекулярная биология, микробиология и вирусология, генная инженерия и в ряде других. В академии создается мощная опытно-производственная база, получают развитие новые формы связи науки с производством.

По инициативе Б. Е. Патона в разные годы были созданы академические научные центры в ряде регионов страны — в Донецке, Львове, Одессе, Харькове, Днепропетровске и Симферополе, которые выполняют функции региональных межотраслевых органов координации научной деятельности.

Тесное сотрудничество АН УССР с АН СССР, ГКНТ, академиями наук союзных республик способствовало развитию в УССР многих новых научных направлений, созданию новых институтов, инженерных центров, укреплению международного авторитета нашей академии наук.

Борис Евгеньевич инициировал создание крупных комплексных научно-технических программ в интересах отдельных отраслей промышленности, транспорта, связи и сельского хозяйства. Ученые академии внесли весомый вклад в развитие экономики страны. Эта форма организации научной деятельности получила всеобщее признание.

Борис Евгеньевич был организатором ряда научных советов. В 1966 г. он возглавил Научный совет СССР по проблеме «Новые процессы сварки и сварные конструкции», который объединял ученых и специалистов СССР и эффективно работал с 1958 по 1991 гг.



Программная речь Б. Е. Патона на выборах Президента Академии наук Украинской ССР. Киев, февраль 1962 г.



Б. Е. Патон с летчиком-космонавтом А. А. Леоновым в тренировочном комплексе орбитальной станции в Центре подготовки космонавтов им. Ю. А. Гагарина, Звездный городок, Москов. обл., 1973 г.



Делегация ИЭС им. Е. О. Патона на заводе «Азовсталь». Мариуполь, 1982 г.

В 1972 г. по инициативе Бориса Евгеньевича создан Международный научно-технический совет стран-членов СЭВ по проблемам сварки. Благодаря деятельности совета, успешно работавшего до 1992 г., многие научные и технические учреждения стран-членов СЭВ вышли на современный уровень исследований и оказали большое влияние на развитие сварки в своих странах.

Б. Е. Патон организовал Научный совет при Президиуме АН СССР по проблеме «Новые процессы получения и обработки металлических материалов», который объединил ученых академических учреждений со специалистами многих других ведомств и способствовал развитию науки о материалах в АН СССР, РАН и НАН Украины. Многие ученые-материаловеды и металлурги, активно работавшие в этом совете, по рекомендации Бориса Евгеньевича были избраны в Академию наук СССР и Российскую академию наук и внесли большой вклад в развитие науки о материалах.

Борису Евгеньевичу присуще глубокое понимание роли и места науки в решении гуманитарных проблем развития общества. Уделяя огромное внимание разработке и внедрению современных технологий в производство, он одновременно добивается осуществления обоснованных научных оценок их влияния на окружающую среду и человека. Под его руководством большими коллективами ученых академии были выполнены прогнозные оценки негативных экологических и социально-экономических последствий крупномасштабного осушения и мелиорации в УССР, интенсивной химизации сельского хозяйства, переброски части стока рек Дунай и Днепр.

Принципиальную позицию Б. Е. Патон занял и в вопросе строительства атомной электростанции в районе Чернобыля. К сожалению, известные всему миру события 1986 г. на ЧАЭС полностью подтвердили его предостережения. Выдающие способности Бориса Евгеньевича Патона как лидера, ученого и организатора раскрылись в памятные дни Чернобыльской трагедии. Коллективы многих институтов Академии наук УССР, ее Президиума уже с первых дней включились в работу по ликвидации последствий катастрофы. К выполнению этой работы были привлечены сотни ученых, специалистов Академии наук,

министерств, ведомств, предприятий УССР. Б. Е. Патон руководил подготовкой предложений для директивных органов УССР и Правительственной комиссии СССР. Позже, в сентябре 1997 г., Б. Е. Патон возглавил вновь созданный при Президенте Украины Консультативный

совет независимых экспертов по комплексному разрешению проблем Чернобыльской атомной станции.

После распада Советского Союза и образования независимой Украины в условиях длительного экономического и финансового кризиса, который затронул и академию, Президент НАН Украины сумел сохранить академию, ее основные научные школы. На законодательном уровне удалось закрепить статус академии как высшей научной государственной организации, сохранить принципы ее академического самоуправления, осуществить перестройку ее структуры в соответствии с новыми условиями, направить фундаментальные и прикладные исследования на решение неотложных задач строительства государства. Определены новые приоритеты в области естественных, технических и социогуманитарных наук. Создан ряд новых институтов и центров социогуманитарного профиля.

По ряду направлений математики, информатики, механики, физики, астрономии, материаловедения, химии, молекулярной и клеточной биологии, физиологии удалось сохранить мировой уровень исследований. Растет вклад ученых академии в развитие фундаментальных и прикладных исследований в Украине. Созданы новые технологии, материалы, вычислительная техника, найдены новые месторождения полезных ископаемых и др.

Созданы и успешно работают институты экономики и прогнозирования, экономико-правовых исследований, проблем рынка и экономико-экологических исследований, региональных исследований, демографии и социальных исследований, украиноведения, востоковедения, политических и этнонациональных исследований, социологии, украинской археографии и источниковедения, украинского языка и ряд других отделений, институтов и центров.

Институты академии принимают активное участие в разработке программ развития экономики Украины, в исследовании ее истории, культуры, языка.

Совершенствуется организация фундаментальных и прикладных исследований, определены приоритеты в развитии отдельных научных направлений и междисциплинарных исследований. Среди них программа «Наносистемы, наноматериалы и технологии», «Сенсорные системы», «Интеллектуальные информационные технологии», «Водородная энергетика», «Энергосбережение», «Проблемы демографии и развития человечества» и др.

Борис Евгеньевич постоянно заботится о научной молодежи, привлечении талантливых молодых людей в науку, их финансовой поддержке и улучшении условий жизни. Финансируются молодежные научные проекты, строятся и реконструируются общежития для аспирантов.

Много усилий Б. Е. Патон прилагает для сохранения и развития международного научного сотрудничества, внешнеэкономических связей с деловыми партнерами зарубежных стран. Ученые Украины участвуют в выполнении многих международных программ. Проводятся совместные конкурсы научных проектов с Украинским научно-технологическим центром, Российским фондом фундаментальных исследований, Российским гуманитарным научным фондом, Сибирским отделением Российской академии наук.

Б. Е. Патон — один из инициаторов создания и сохранения общего научного пространства в рамках СНГ. В 1993 г. была создана



Прием в ИЭС им. Е. О. Патона канцлера ФРГ Гельмута Коля. Киев, июнь 1983 г.



В Исследовательском центре НАСА. США, май 1996 г.



Заседание совета Международной ассоциации академий наук.
Дубна, 21 июня 2000 г.

Международная ассоциация академий наук (МАН), объединившая национальные академии 15-ти стран Европы и Азии. Борис Евгеньевич — бессменный президент этой ассоциации. Под его руководством работает научный совет МАН по новым материалам.

Академик Б. Е. Патон — почетный президент Международной инженерной академии, член Академии Европы, почетный член Римского клуба, Международной академии технологических наук, Международной академии наук, образования и искусств, Международной астронавтической академии, иностранный член академий, университетов и научно-технических обществ многих стран.

Б. Е. Патон вел и продолжает вести большую общественную работу. Его многократно избирали депутатом Верховного Совета СССР и УССР, заместителем Председателя Верховного Совета СССР, членом Президиума Верховного Совета УССР, членом Центрального Комитета КПСС и Коммунистической партии УССР, он был руководителем и членом различных высоких комитетов и комиссий. Перечень его должностей поражает. Он успешно работает на этих должностях благодаря глубокому чувству личной ответственности перед государством, народом, собственной совестью.

Кроме того, его отличают организованность, деловитость, редкая способность безошибочно схватывать главное, мгновенно принимать правильное решение. Помогает ему в несении этой тяжелой ноши хорошая физическая форма, сохранившаяся и по сей день благодаря активному образу жизни, регулярным занятиям спортом.

За огромные заслуги перед наукой и государством Б. Е. Патон удостоен высоких званий дважды Героя Социалистического Труда СССР, Героя Украины. Он — кавалер четырех орденов Ленина, орденов Октябрьской Революции, Трудового Красного Знамени, Дружбы народов, князя Ярослава Мудрого I, IV и V степеней, Свободы (Украина) «За заслуги перед Отечеством» I и II степени и «Почета» (РФ), Франциска Скорины (Республика Беларусь), орденов «Чести» (Грузия), «Достык» (Республика Казахстан), «Шыхрэт» (Республика Азербайджан) и многих наград других стран. Б. Е. Патон — лауреат Ленинской и Государственных премий СССР и Украины в области науки и техники, лауреат международной энергетической премии «Глобальная энергия». Он награжден золотыми медалями им. М. В. Ломоносова, С. И. Вавилова, С. П. Королева, серебряной медалью им. А. Эйнштейна и многими другими наградами и знаками отличия.

Борис Евгеньевич безгранично предан науке, Институту, Академии, Отечеству.

Его житейская мудрость, огромный опыт, международный авторитет в науке и в обществе позволили сохранить научный потенциал Украины.

Борис Евгеньевич Патон — лидер, боец, творческая личность, глубоко порядочный и добрый человек, обладающий фантастической энергией и трудоспособностью, огромным опытом, глубокими знаниями во многих областях, способностью постоянно учиться. У него широкая натура, острый аналитический ум, он демократичен, доброжелателен, открыт для общения, доступен, всегда готов поддержать человека в беде, помочь ему.

Борис Евгеньевич Патон полон творческих замыслов, неукротимого желания работать, приумножать вклад науки в процветание нашего государства — независимой Украины. Желаем ему от всей души новых успехов, доброго здоровья и большого счастья.

Академик НАН Украины И. К. Походня



СВАРНЫЕ КОНСТРУКЦИИ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ТИПА 10X18H10T В УСЛОВИЯХ РАДИАЦИОННОГО РАСПУХАНИЯ

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **О. В. МАХНЕНКО**, д-р техн. наук,
С. С. КОЗЛИТИНА, **Л. И. ДЗЮБАК**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

С помощью математического моделирования деформационных процессов в различных конструктивных элементах из стали 10X18H10T в условиях радиационного распухания показаны особенности их поведения с учетом остаточных сварочных напряжений в зависимости от дозы облучения, температуры и внешней нагрузки.

Ключевые слова: радиационное распухание материала, доза облучения, радиационная ползучесть, остаточные напряжения

Аустенитные стали типа 10X18H10T характеризуются высокими уровнями коррозионной трещиностойкости, хладостойкости, хорошо свариваются, имеют высокие пластические свойства, что способствует их широкому использованию в ответственных конструкциях, в том числе и в области ядерной энергетики, где эта сталь является основным материалом так называемых внутрикорпусных устройств (ВКУ), работающих при высоких радиационных облучениях. Такие стали обладают высокими физико-механическими свойствами, стабильной структурой вплоть до температуры около 800 °С.

Указанная стабилизация не является абсолютной неуязвимой. В частности, длительный нагрев аустенитной стали в температурном интервале приблизительно 500...900 °С способствует так называемому $\gamma \rightarrow \alpha$ - (аустенитно-ферритному) превращению с сопутствующим образованием карбидов, интерметаллидов и т. п., приводящему к достаточно резкому изменению свойств стали, особенно стойкости в агрессивных средах и склонности к хрупкому разрушению. Температурные условия сварочного нагрева в определенной степени могут вызывать сенсibilизацию (повышение склонности) аустенитной стали к коррозионным и хрупким разрушениям [1]. Подобным фактором, снижающим стабильность аустенитной микроструктуры, является радиационное облучение конструктивных элементов из аустенитной стали, что весьма характерно для ВКУ современных ядерных реакторов [2, 3].

С позиций инженерии элементов ВКУ при радиационном облучении изменяются механические и физические свойства материала элементов ВКУ и соответственно риск нарушения целостности этих элементов, работающих в сложных условиях, что обуславливает безопасность эксплуатации

ядерной энергетики во многих странах, в том числе и Украине. В настоящее время существуют достаточно надежные данные относительно изменения механических свойств аустенитных сталей при радиационном облучении. С длительным облучением этих сталей связано физическое явление распухания аустенитной стали (необратимый процесс увеличения объема), что может приводить к существенному изменению напряженного состояния в элементах конструкций с соответствующими последствиями. Следует учитывать, что процесс распухания в значительной степени зависит не только от дозы радиационного облучения, но и от температуры T облучения материала и нелинейности связанных с распуханием материала напряжений и пластических деформаций.

На основе экспериментальных исследований [4–8] на соответствующих образцах из аустенитной стали установлено, что относительное изменение объема V при облучении можно представить в виде

$$S = \frac{\Delta V}{V} = C_D D^n f_1(T) f_2(\sigma) f_3(\omega_p), \quad (1)$$

где $C_D = 1,035 \cdot 10^{-4} \text{ dpa}^{-1,88}$ (размерность dpa — смещение на атом); D — доза радиационного облучения с энергией более 0,5 МэВ; $n = 1,88$ согласно работе [3]; $f_1(T)$ — поправка на температуру T материала; $f_2(\sigma)$ — поправка, связанная с объемной инвариантой тензора напряжений. При облучении используют следующую зависимость [9]:

$$f_1(T) = \exp[-(T - T_{\max})^2 r], \quad (2)$$

где $T_{\max}$ — пиковая температура облучения, составляющая около 470 °С [6]; $r = 1,1 \cdot 10^{-4} \text{ } ^\circ\text{C}^{-2}$ — экспериментальная постоянная [9];

$$\sigma = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}}{3},$$

где σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} — нормальные компоненты тензора напряжений облучаемого материала;



$$\begin{aligned} f_2(\sigma) &= 1 + p\sigma \text{ при } 1 + p\sigma \geq 0, \\ f_2(\sigma) &= 0 \quad \text{при } 1 + p\sigma < 0; \end{aligned} \quad (3)$$

p — экспериментальная величина, имеющая значение примерно $4 \cdot 10^{-3} \text{ 1/МПа}^3$; $f_3(\omega_p)$ — поправка на уровень пластических деформаций, связанная с инвариантой тензора ε_{ij}^p параметром деформационного упрочнения Одкависта ω_p

$$\omega_p = \int_0^D d\varepsilon_i^p, \quad (4)$$

где $d\varepsilon_i^p$ — интенсивность приращений пластических деформаций

$$d\varepsilon_i^p = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{d\varepsilon_{ij}^p d\varepsilon_{ij}^p} \quad (i, j = x, y, z).$$

Используется зависимость

$$f_3(\omega_p) = \exp(-\eta\omega_p), \quad (5)$$

где для рассматриваемых сталей $\eta = 8,75$ [3].

Из зависимостей (1)–(5) видно, что уровень распухания S довольно сильно зависит от повреждающей дозы облучения с энергией более 0,5 МэВ от абсолютного значения температурной разницы $|T - T_{\max}|$ облучаемого материала, значения и знака шарового тензора напряжений

$$\delta_{ij}\sigma = \begin{vmatrix} \sigma & 0 & 0 \\ 0 & \sigma & 0 \\ 0 & 0 & \sigma \end{vmatrix};$$

параметра накоплений пластической деформации ω_p .

С позиций обеспечения целостности элементов ВКУ важно определить, как процесс распухания, связанный с накоплением дозы D при эксплуатации, взаимодействует с начальными температурными напряжениями при запуске реактора либо остаточными технологическими (например сварочными) напряжениями. Очевидно, что при равномерном распухании $S(x, y, z) = \text{const}$ конкретного элемента ВКУ, как и при равномерном нагреве $T(x, y, z) = \text{const}$, напряжения не возникают (кроме реактивных, связанных с закреплением элемента).

В работах [7, 8] показано, что процесс распухания материала сопровождается снижением начального (исходного) напряженного состояния, как и при соответствующем температурном отпуске, когда обратимые упругие деформации за счет механизма ползучести материала переходят в необратимые деформации диффузионной пластичности. Термин «радиационная ползучесть» [7–9] связан с этим явлением. Следует отметить, что радиационное облучение твердого тела не меняет ос-

новные закономерности деформирования механики сплошной среды в рамках феноменологического подхода, кроме механических свойств деформируемого твердого тела, определяющих вид деформирования: упругое, мгновенная пластичность, диффузионная пластичность (ползучесть). В связи с этим (пока новых дополнительных видов деформирования в механике деформирования твердого тела нет) качественно и количественно меняются соотношения между деформациями и напряжениями, параметры которых в зависимости от конкретных условий и материала определяются экспериментально на соответствующих образцах.

С учетом довольно большого интереса к использованию расчетных прогнозов относительной работоспособности элементов ВКУ современных атомных реакторов типа ВВЭР-1000 и определенных сомнений по поводу реальности механизмов «радиационной ползучести» для аустенитной стали при температурах ниже 450...470 °С после радиационного облучения, значительно повышающего предел текучести стали, представляется важным более строгое рассмотрение моделей деформирования стали при радиационном облучении и распухании в рамках классических подходов, апробированных на практике.

Тензор деформации ε_{ij} ($i, j = x, y, z$) запишем в виде суммы

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^c + \delta_{ij} \frac{S}{3}, \quad (6)$$

где индексы e, p, c относятся соответственно к упругой деформации, мгновенной пластичности и ползучести.

В общем случае для аустенитных сталей, когда объем фазовых изменений невелик, упругая деформация по определению является обратимой, т. е. исчезающей, если устраняется причина, ее породившая, и представляется по закону Гука в следующем виде [9]:

$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{\sigma_{il} - \delta_{il}\sigma}{2G} + \delta_{il}[k\sigma + \alpha(T - T_0)] \quad (i, j = x, y, z),$$

где $G = E/(2(1 + \nu))$; ν — коэффициент Пуассона; E — модуль нормальной упругости; k — коэффициент объемного сжатия, равный $(1 - 2\nu)/E$; α — коэффициент относительного температурного расширения в интервале температур $T(x, y, z)$, $T_0(x, y, z, t_0)$.

Для тензора деформаций мгновенной пластичности ε_{ij}^p в современных коммерческих программах обычно используют закон пластического течения, ассоциированный с условием текучести Мизеса [10], т. е.

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) \quad (i, j = x, y, z), \quad (7)$$



где $d\lambda$ — скалярная функция координат x, y, z и времени t , связывающая приращение тензора ε_{ij}^p с девиатором напряжения $(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)$ условием текучести следующего вида:

$$\begin{aligned} d\lambda = 0, \text{ если } f = \sigma_{eq}^2 - \sigma_T^2(\omega) < 0 \text{ либо } f = 0, \text{ но } df < 0; \\ d\lambda > 0, \text{ если } f = 0 \text{ и } df \geq 0; \end{aligned} \quad (8)$$

(состояние $f > 0$ недопустимо),

где σ_{eq} — эквивалентное напряжение или интенсивность напряжения

$$\sigma_{eq}^2 = \frac{1}{2}(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma); \quad (9)$$

$\sigma_T(\omega)$ — предел текучести материала при температуре T , дозе облучения D и степени деформационного упрочнения ω_p согласно формулам (4), (5).

Для тензора деформаций диффузионной пластичности или ползучести ε_{ij}^c обычно используют закон пластического течения [10] в виде

$$d\varepsilon_{ij}^c = \Omega dt (\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) \quad (i, j = x, y, z), \quad (10)$$

где Ω — скалярная функция ползучести, которая определяется для материала при данной температуре и степени облучения величиной σ_{eq}^m ($m = 4 \dots 6$), т. е.

$$\Omega(\sigma_{eq}, T, D) = \Omega_q(T, D)\sigma_{eq}^m. \quad (11)$$

В работах сторонников подхода «радиационной ползучести» используется соотношение

$$\xi_{eq}^c - \left(B_0 \frac{dD}{dt} + \omega_0 \frac{dS_0}{dt} \right) \sigma_{eq}, \quad (12)$$

где ξ_{eq}^c — согласно работе [9] скорость изменения эквивалентной деформации ползучести, т. е.

$$\xi_{eq}^c = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{\frac{d\varepsilon_{ij}^c}{dt} \frac{d\varepsilon_{ij}^c}{dt}}; \quad (13)$$

B_0, ω_0 — характеристики материала, мало зависящие от температуры [9]; $S_0 = S$ согласно формуле (1) при $f_2(\sigma) = 1$ и $f_3(\omega_p) = 1$.

Из сравнения выражений (10) и (12) при условиях (9), (13) следует, что тождественность уравнений (10) и (12) имеет место при

$$\Omega = \frac{2}{3} \frac{\xi_{eq}^c}{\sigma_{eq}} = \frac{2}{3} \left(B_0 \frac{dD}{dt} + \omega_0 \frac{dS_0}{dt} \right) \quad (14)$$

или с учетом формулы (11) при условии, что

B_0 и ω_0 пропорциональны σ_{eq}^m . Однако в работе

[9] рекомендуют $B_0 = 1 \cdot 10^{-6} (\text{МПа} \cdot \text{дпа})^{-1}$, $\omega_0 = 6 \cdot 10^{-3} \text{ МПа}^{-1}$, т. е. постоянными.

Таким образом, процесс «радиационной ползучести» основан на существенной линейаризации связи между деформациями и напряжениями, что может быть приемлемо для узкого интервала изменения напряжений, либо когда в результате прямых опытов по определению функции ползучести облучаемого материала подтвердится, что значение m в выражении (11) близко к нулю.

В этой связи представляется логичным использовать более консервативный подход, основанный на допущении, что при температурах облучения элементов ВКУ $T \leq T_{\max} = 470^\circ \text{C}$ аустенитный материал характеризуется высокой сопротивляемостью ползучести, т. е. в формуле (10) функция ползучести равна нулю. Консервативность этого подхода заключается в повышении риска появления напряжений, близких по значению пределу текучести материала с учетом радиационного и деформационного упрочнения [9].

Процесс распухания аустенитной стали сопровождается в определенной степени релаксацией уже сформированных напряжений. Можно показать, что механизмом релаксации вполне может быть мгновенная пластичность. Указанное явление легко моделируется на таком простом примере, как пластина из аустенитной стали со сварным швом (рис. 1). Продольные остаточные напряжения σ_{xx} приближенно описываются соотношениями

$$0 < |y| \leq b, \quad \sigma_{xx} = \sigma_0, \quad b < |y| < L, \quad \sigma_{xx} = -\frac{\sigma_0 b}{L - b}.$$

Температура пластины постоянная и равна 470°C . Кромки $y = \pm L$ свободные, кромка $x = 0$ закреплена, т. е. перемещение $U_x(0, y) = 0$; кромка $x = L_x$ загружена распределенными силами

q_x так, что $\delta \int_0^L q_x dy = 2Q_x$, где δ — толщина пластины. Принимаем, что $Q_x = q_x 2\delta$. Предел теку-

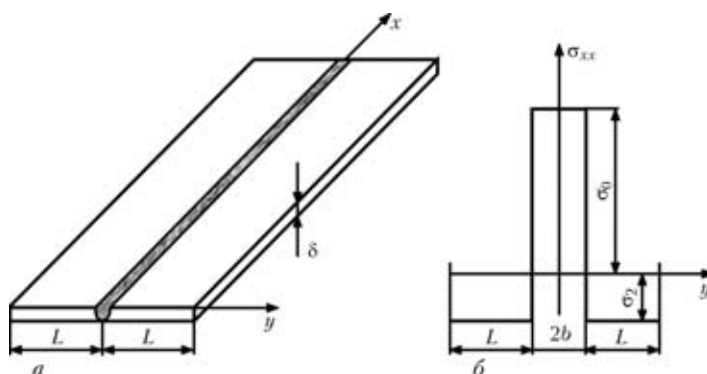


Рис. 1. Схема полосы аустенитной стали со сварным швом (а) и распределение остаточных напряжений σ_{xx} (б)

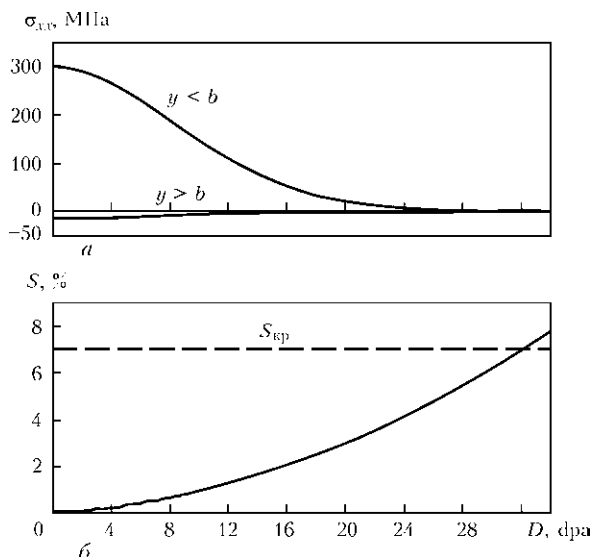


Рис. 2. Кинетика изменения остаточных напряжений в полосе $L = 20$ см; $b = 1$ см при $Q_x = 0$; $\sigma_0 = 300$ МПа; $\sigma_2 = -300 b/(L - b)$ (а) и изменение распухания в зоне $y = 0$ (б)

части материала пластины в зависимости от деформационного упрочнения ω_p и радиационного упрочнения меняется по зависимости, приведенной в работе [6]:

$$\sigma_T = 202 + 239 \varepsilon \xi \pi [-2,22 \cdot 10^{-3} (T + 273 \text{ } ^\circ\text{C})] + 400 [1 - \exp(-0,47D/D_0)]^{0,5},$$

где $D_0 = 10/2,22$ дпа.

На рис. 2–4 приведены результаты распределения распухания поперек сварного соединения при $b = 1$ см, $L = 20$ см и различных значениях Q_x , а также соответствующие изменения напряжений в зонах $0 < |y| < b$ и $b < |y| < L$ в зависимости от дозы облучения пластины и различных значений Q_x . Видно, что для свободной пластины при $Q_x = 0$ и дозе облучения более 14 дпа начальные остаточные напряжения полностью релаксируются (забываются). То же отмечено и при $Q_x > 0$ (рис. 3). В случае сжимающей внешней нагрузки (рис. 4) за счет поправки $f_2(\sigma)$ происходит торможение этого процесса, который тем не менее идет за счет пластического течения по механизму мгновенной пластичности без «радиационной ползучести».

Отметим, что критический уровень распухания, соответствующий 7 % [9], достигается при благоприятном растяжении (рис. 3) примерно за 35 лет эксплуатации элементов выгорядки, а при неблагоприятном сжатии (рис. 4) — за время не менее 60 лет (в пределах выгорядки реактора ВВЭР-1000 средняя доза облучения за 30 лет соответствует 20 дпа).

Рассмотрим более сложный пример элемента ВКУ ВВЭР-1000, когда в теле элемента длительное время сохраняются значительные градиенты дозы облучения и соответствующие градиенты уровня распухания (рис. 5). Следует отметить, что

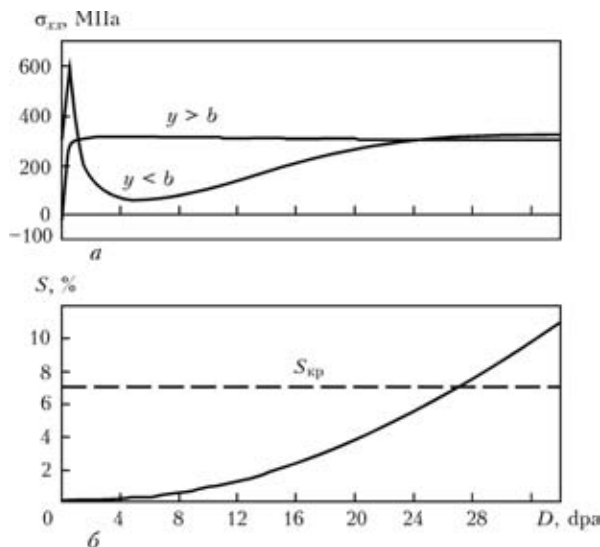


Рис. 3. Кинетика изменения остаточных напряжений в полосе $L = 20$ см; $b = 1$ см при $Q_x = 300L\delta H$; $\delta = 1$ см; $\sigma_0 = 300$ МПа; $\sigma_2 = -300 b/(L - b)$ (а) и изменение распухания в зоне $y = 0$ (б)

данные рис. 5, а в определенной степени являются постулируемыми для стенки шахты в активной зоне. Толщина стенки шахты равняется 60 мм, средняя доза облучения (точка $z = 30$ мм) по данным работы [11] составляет около 0,20 дпа/год. На внутренней поверхности шахты $z = 0$ это значение близко к средней облученности выгорядки, т. е. $D = 1,5$ дпа/год и соответственно в точке $z = 60$ мм доза облучения составляет примерно 0,03 дпа за 30 лет, т. е. приблизительно 0,001 дпа/год [11].

При этом начальное напряженное состояние, связанное с выходом на тепловой режим при запуске реактора, не учитывали. Принималось $T = 470$ °C ($z = 0$), $T = 300$ °C ($z = 60$ мм). Поскольку температурные поля, определяющие это

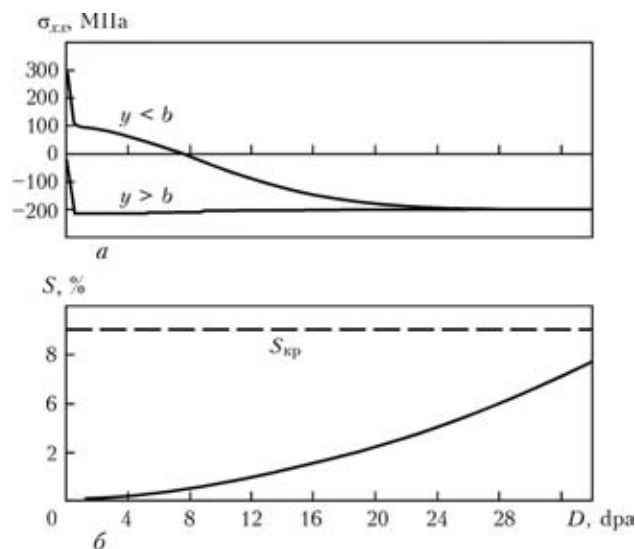


Рис. 4. Кинетика изменения остаточных напряжений в полосе $L = 20$ см; $b = 1$ см при $Q_x = -200L\delta H$; $\delta = 1$ см; $\sigma_0 = 300$ МПа; $\sigma_2 = -300 b/(L - b)$ (а) и изменение распухания в зоне $y = 0$ (б)



напряженное состояние, через несколько суток становятся стационарными, то и связанные с ними температурные напряжения также являются стационарными типа начальных (остаточных), рассмотренных на рис. 2–4. Их взаимодействие с распуханием при развитии пластическом течении (высокой дозой облучения) приводит к соответствующей релаксации.

При охлаждении реактора (выравнивания температуры) возникают новые поля остаточных напряжений, которые в значительной степени компенсируются при последующих нагревах реактора. Для постулируемого поля облучения (рис. 5, а) по зависимости (1) рассчитывали поля объемной деформации распухания. При этом учитывали их связь с напряженным состоянием и накопленной пластической деформацией (поправки $f_2(\sigma)$ и $f_3(w_p)$). Для этого использовали подход, основанный на последовательном прослеживании (в зависимости от поля дозы облучения $D(x, y, z)$) развития поля распухания $S(x, y, z)$ (рис. 5, б) перемещений $U_j(x, y, z)$, деформаций $\varepsilon_{ij}(x, y, z)$ и напряжения $\sigma_{ij}(x, y, z)$.

Использовали неявную схему учета распухания от среднего нормального напряжения σ . Для этого зависимость (6) представили в виде

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \frac{S_0}{3}(1 + p\sigma)\delta_{ij} = \bar{\varepsilon}_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \delta_{ij}\frac{S_0}{3}p, \quad (15)$$

где

$$\begin{aligned} \bar{\varepsilon}_{ij}^e &= \varepsilon_{ij}^e + \frac{S_0}{3}p\sigma\delta_{ij} = \\ &= \frac{\delta_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2g} + \delta_{ij}\left[\left(K + \frac{S_0}{3}p\right)\sigma + \alpha(T - T_0)\right] \quad (i, j = x, y, z), \end{aligned}$$

которое эквивалентно выражению (15), если вместо K использовать $\left(K + \frac{S_0}{3}p\right)\bar{K}$, что исключает необходимость в итерациях по S .

Соответствующие упругопластические задачи на каждом шаге прослеживания решали в рамках идеологии разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ пакета «Weldperdictions», т. е. с привлечением теории упругопластического течения Прандтля–Рейса, ассоциированной с условием текучести Мизеса, т. е. с привлечением соотношений (5)–(8), (14) и метода конечных элементов. На рис. 6 приведены фрагменты указанного прослеживания развития напряженно-деформированного состояния в стенке шахты по ее толщине с учетом осевой симметрии и в рамках оболочечных гипотез Кирхгофа–Лява в средней части по высоте активной зоны.

Из данных на рис. 5, 6 видно, что зона наиболее интенсивного облучения (рис. 5, б), прилегающая к внутренней поверхности шахты, находится в сжа-

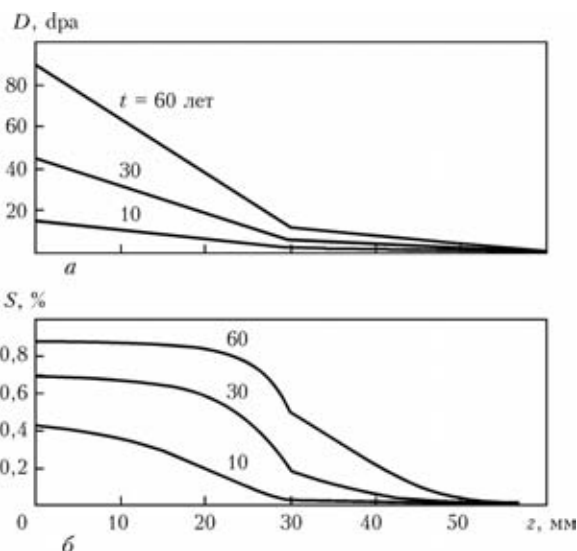


Рис. 5. Распределение радиационной дозы D (а) и распухания S (б) по толщине стенки в различные моменты времени t

том состоянии по x и β , что, однако, приводит к довольно значительному распуханию (на уровне 0,3 %). Значение σ невелико. Зона $30 < z < 60$ мм имеет относительно невысокую дозу облучения и соответственно небольшое распухание, что определяет соответствующее распределение напряжений σ_{xx} и $\sigma_{\beta\beta}$. Характер развития пластических деформаций по толщине стенки, связанных с кинетикой распухания, достаточно специфический. Фактически на протяжении 60 лет в основном имеет место упругое деформирование. Пластическое те-

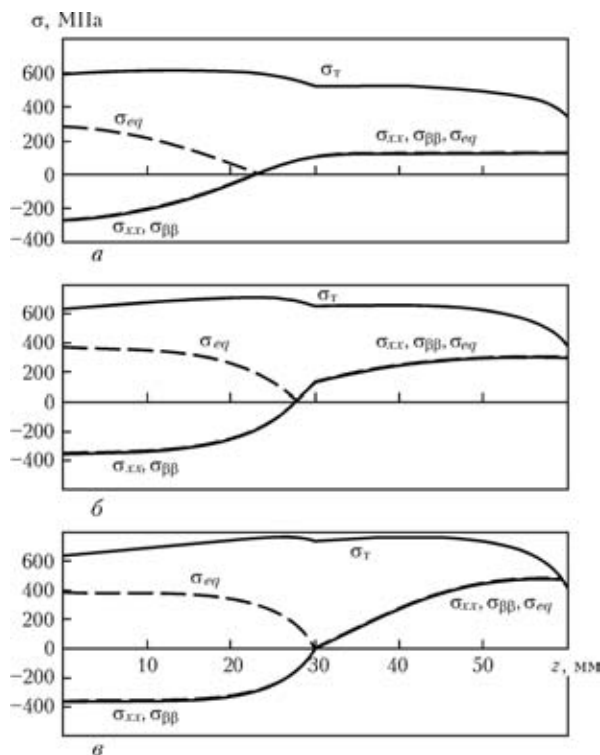


Рис. 6. Распределение напряжений σ_{xx} (осевых), $\sigma_{\beta\beta}$ (окружных), σ_{eq} (эквивалентных), предела текучести σ_T по толщине стенки при $t = 10$ (а), 30 (б) и 60 (в) лет



чение после 60 лет возникает в зоне $x \approx 60$ мм из-за низкого уровня σ_T (малая доза облучения).

Выводы

1. Расчетные методы, основанные на современных моделях неізотермического упругопластического деформирования материала, позволяют прогнозировать напряженно-деформированные состояния сварных элементов ВКУ энергетических ядерных реакторов типа ВВЭР-1000 в условиях интенсивного радиационного облучения с учетом процесса распухания материала.

2. На конкретных примерах показана возможность прогнозной оценки ресурса безопасной эксплуатации для конкретных элементов ВКУ по условиям локального критического распухания материала.

1. Риск образования карбидов и σ -фазы при сварке высоколегированных хромоникелевых сталей / В. И. Махненко, С. С. Козлитина, Л. И. Дзюбак, В. П. Кравец // Автомат. сварка. — 2010. — № 12. — С. 7–10.
2. Механические свойства аустенитных сталей при нейтронном облучении, влияние различных факторов / И. П. Курсевич, Б. З. Марголин, О. Ю. Прокошев, В. И. Кононов // Вопр. материаловедения. — 2006. — № 4. — С. 55–68.
3. ПНАЭ Г-7002–86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических устано-

Mathematical modelling of deformation processes in different structural elements of steel 10Kh18N10T under radiation-induced swelling conditions showed peculiarities of their behaviour, allowing for residual welding stresses depending on the radiation dose, temperature and external load.

вок / Госатомэнергоиздат СССР. — М.: Энергоатомиздат, 1989. — 525 с.

4. К вопросу о радиационном распухании и радиационном охрупчивании аустенитных сталей. Ч. I. Экспериментальные результаты / Б. З. Марголин, И. П. Курсевич, А. А. Сорокин и др. // Вопр. материаловедения. — 2009. — № 2. — С. 89–98.
5. Vilmarz G., Harsan V. A., Porter D. Y. Dependence of mechanical properties on swelling in austenite steels // Proc. II conf. on nuclear engineering (Tokyo, Apr., 2003). — Tokyo, 2003. — P. 109–122.
6. Applady W. K. Swelling in neutron-irradiated 300-series stainless steels // Proc. of Intern. conf. rad. effects in breeder structural materials (Scottsdale Arizona, May, 1977). — Scottsdale Arizona, 1977. — P. 509.
7. Garner F. A. Recent insights on the swelling and creep of irradiated of austenite alloys // Nuclear Mater. — 1984. — 122/123, № 1/3. — P. 459–471.
8. Garner F. A., Porter D. L., Hadman G. L. Irradiation creep and swelling of annealed type 3041 stainless steel at 390 °C and high neutron fluence // Proc. of Intern. conf. of rad. materials science (Krakov, Sept., 1990). — Krakov, 1990. — Vol. 1. — P. 68–74.
9. К вопросу о радиационном распухании и радиационном охрупчивании аустенитных сталей. Ч. II. Физические и механические закономерности охрупчивания / Б. З. Марголин, И. П. Курсевич, А. А. Сорокин и др. // Вопр. материаловедения. — 2009. — № 2. — С. 99–111.
10. Махненко В. И. Расчетные методы исследований кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 317 с.
11. Ядерный реактор ВВЭР-1000: Учеб. пособие УТЦ ЗАЭС. — Запорожье, 2000. — Раздел 6. — С. 51–80.

Поступила в редакцию 21.09.2011

ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПРИМЕНЕНИЕ ЛАЗЕРОВ VII международная конференция

18–21 сентября 2012 г.

Санкт-Петербург

Тематика конференции

- Физические основы лучевых технологий: взаимодействие высококонцентрированных потоков энергии с веществом.
- Нанотехнологии: модификация свойств поверхности; нанесение тонких пленок и пленочных структур; технологии обработки и получения наноструктурированных материалов.
- Математическое моделирование лучевых технологий: разработка математических моделей процессов, протекающих при лучевой обработке; создание САЕ-систем; разработка программного обеспечения лучевых технологий.
- Технологии резки, прошивки отверстий, маркировки: прецизионная резка, прошивка отверстий и перфорация перспективных материалов.
- Технологии сварки, наплавки и прототипирования: новейшие технологии сварки — дистанционная лазерная сварка, гибридные лазерно-дуговые технологии, электронно-лучевая сварка, лазерная наплавка; лазерная стереолитография.
- Оборудование для лучевых технологий: создание и внедрение новейшего оборудования для лазерных и гибридных технологий; технологические лазеры, физика лазеров.
- Контроль качества и безопасность лучевых технологий: стандартизация оборудования и сертификация технологий; подготовка и аттестация персонала.
- Фотонные технологии живых систем и медицинское применение лазеров.

www.ilwt-stu.ru





ИССЛЕДОВАНИЕ ФАКТОРОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ СВАРНОГО ШВА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ В ОТКРЫТОЙ АТМОСФЕРЕ*

У. РАЙЗГЕН, проф., **М. ШЛЕЗЕР**, д-р-инж., **А. АБДУРАХМАНОВ**, инж.

(Ин-т сварки и соединений, г. Аахен, Германия),

Г. ТУРИЧИН, д-р техн. наук, **Е. ВАЛДАЙЦЕВА**, инж.

(Ин-т лазерных и сварочных технологий СПбГПУ, РФ),

Ф.-В. БАХ, проф., **Т. ХАССЕЛЬ**, д-р-инж., **А. БЕНЬЯШ**, инж.

(Ин-т материаловедения Ганноверского ун-та им. Лейбница, Германия)

Исследовано влияние параметров режима сварки и свойств материала на формирование дефектов, таких как бугристость и подрезы, при вневакуумной электронно-лучевой сварке. Определено влияние отдельных параметров сварки на качество сварных швов.

Ключевые слова: вневакуумная электронно-лучевая сварка, скорость сварки, плотность мощности, защитный газ, дефекты сварных швов, бугристость, подрезы

В настоящее время современные технологии электронно-лучевой сварки (ЭЛС) являются достаточно распространенным инструментом для обработки материалов. Одним из оригинальных видов ЭЛС является ЭЛС в открытой атмосфере (non-vacuum electron beam welding—NV-EBW), разработанная более 50 лет назад [1] и в основном применяющаяся в массовом производстве легких конструкций [2], в частности в автомобильной промышленности при сварке выхлопных систем, деталей трансмиссий и других компонентов [3, 4]. Этот процесс используют также при производстве сварных труб, при сварке широких горячекатаных полос и конструкционных сталей [5]. Основными преимуществами NV-EBW по сравнению с обычной ЭЛС в вакууме являются отсутствие необходимости создания вакуума в рабочей камере, высокая скорость сварки, малый рабочий цикл, хорошее перекрытие зазора сварных кромок лучом, высокий КПД оборудования. К недостаткам процесса можно отнести малое рабочее расстояние, образование рентгеновского излучения и озона, которые требуют защищенных от излучения помещений с вентиляционной системой.

Благодаря большому резерву мощности теоретически можно достичь очень высоких скоростей сварки при NV-EBW тонколистовых металлов. Однако, как показывают работы [6, 7], интенсивная динамика сварочной ванны при высокой скорости сварки приводит к возникновению поверхностных дефектов сварных швов, особенно к бугристости (рис. 1, а) и подрезам (рис. 1, б). Данные дефекты наблюдаются при сварке стали на скоростях более 8 м/мин, а для алюминиевых сплавов — более 15 м/мин. Эти явления ограничивают использование полного потенциала мощности и экономической эффективности технологий NV-EBW.

Экспериментальная установка. Для экспериментальных исследований в Институте материаловедения использовали установку типа NV-EBW 25-175 TU компании «PTR-Precision technology» (рис. 2, б). Максимальная мощность луча этой системы составляет 25 кВт при ускоряющем напряжении $U_{acc} = 175$ кВ, максимальная скорость сварки $v_w = 20$ м/мин. Установка может работать как в импульсном, так и в непрерывном режиме. Угол наклона электронной пушки может варьиро-

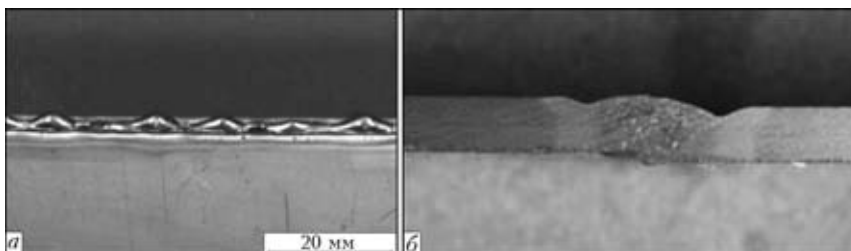


Рис. 1. Динамические дефекты сварных швов: а — бугристость ($v_w = 10$ м/мин); б — подрез ($v_w = 12$ м/мин)

* По материалам доклада, представленного на V Международной конференции «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов», 22–27 мая 2011 г., Казивели, Крым.



ваться от 0 до 90° [5]. В Институте сварки и соединений в Аахене для экспериментальных исследований использовали оборудование компании «Steigerwald» (рис. 2, а). Максимальная мощность электронного луча данной системы составляет 30 кВт при ускоряющем напряжении $U_{acc} = 150$ кВ, токе луча $I_b = 200$ мА, максимально достигаемой скорости $v_w = 57$ м/мин [4].

Исследование и моделирование поверхностной динамики сварочной ванны. Форма свободной поверхности сварочной ванны. На основании уравнения Навье–Стокса для течения расплава, уравнения непрерывности течения расплава и условий баланса давлений на свободной поверхности, как показано в работе [8], было выведено уравнение, описывающее форму поверхности сварочной ванны:

$$\frac{\partial^3 \zeta}{\partial x^3} + \left(\frac{\rho v_0^2}{\sigma H} - \frac{2}{b^2} \right) \frac{\partial \zeta}{\partial x} = -\frac{3}{2LH} + 3v \frac{\rho v_0}{\sigma H^2}. \quad (1)$$

Обозначения параметров представлены на рис. 3.

Решив уравнение (1), можно определить превышение расплава над поверхностью образца в хвосте сварочной ванны:

$$\zeta|_{x=L} = \frac{-\frac{3}{2} \frac{H}{L} + 3 \frac{G}{Re}}{G - 2 \frac{H^2}{b^2}} \times \left[L - 2H \frac{1 - \cos \left(G - 2 \frac{H^2}{b^2} \right)^{1/2} \frac{L}{H}}{\left(G - 2 \frac{H^2}{b^2} \right)^{1/2} \sin \left(G - 2 \frac{H^2}{b^2} \right)^{1/2} \frac{L}{H}} \right], \quad (2)$$

где $G = (\rho v_0^2)/(\sigma/H)$ — отношение скоростного напора потока расплава к капиллярному давлению; v_0 — скорость расплава относительно твердой фазы, связанная с обтеканием расплавом кратера, формирующегося под лучом, и в принятом одномерном приближении может быть оценена как $v_0 = v_w \frac{h}{H}$, где h — глубина кратера.

Уравнение (2) позволяет оценить влияние свойств материала и геометрии сварочной ванны на превышение сварного шва.

Рассмотрим случай «мелкой» и «широкой» сварочной ванны, когда $G > (2H^2)/b^2$, т. е. когда глубина проплавления меньше ширины сварочной ванны. В этом случае на поверхности расплава



Рис. 2. Экспериментальные установки для ЭЛС в открытой атмосфере: а — Anlage Typ IGM G 150 K фирмы «Steigerwald»; б — 25-175 TU компании «PTR-Precision technology»

могут формироваться волны при $(G - (2H^2)/b^2) L/H > 2\pi$. При этом средняя линия поверхности снижается по направлению к хвосту ванны. В случае «глубокой» сварочной ванны, когда $G < (2H^2)/b^2$ (глубина достигает трети ширины и более), ситуация кардинально меняется. Снижение средней линии сменяется ее повышением к концу ванны, максимальная высота которой может достигать $\frac{3}{2} \frac{b^2}{H}$. Следует обратить внимание на случай, когда $G \approx (2H^2)/b^2$. Тогда высота превышения может быть и существенно больше. Такие режимы наиболее опасны с точки зрения нестабильного формирования поверхности, но проанализировать это с использованием принятых приближений «пограничного слоя» невозможно.

Данная модель описывает форму сварочной ванны при относительно низких скоростях сварки (скорость сварки до появления бугристости и малых превышений шва ζ). Для экспериментальной верификации провели сварочный эксперимент с соответствующими параметрами. На полученном сварном шве наблюдается длинноволновой профиль сварочного валика (рис. 4).

Приведенный анализ является по сути теоретическим описанием процесса формирования «стационарных» занижений и превышений поверхности сварного шва, т. е. формирования подре-

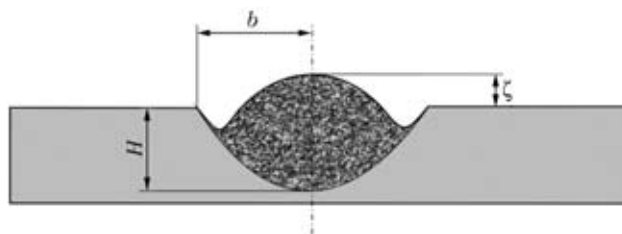


Рис. 3. Обозначение параметров сечения сварочной ванны

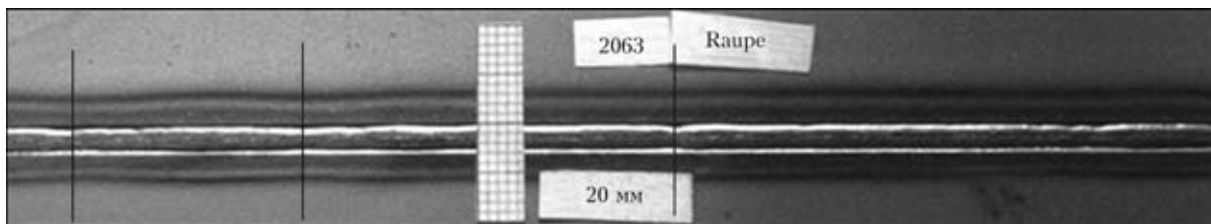


Рис. 4. Поверхность сварного шва при скорости сварки до появления бугров (DC05 толщиной 1,5 мм, $v_w = 10$ м/мин, $I_B = 70$ мА, $A = 15$ мм)

зов. Для анализа существенно нестационарных явлений, таких как бугристость, в уравнениях необходимо сохранить «нестационарные» члены с временными производными и проанализировать устойчивость «квазистационарного» поведения, описанного выше.

Устойчивость поверхности сварочной ванны. Для анализа стабильности поверхности сварочной ванны использовали уравнение для локального превышения ее поверхности над поверхностью образца, выведенное на основе нестационарного уравнения Навье–Стокса, уравнения непрерывности и баланса давлений:

$$\frac{\partial^2 \zeta}{\partial t^2} = -\frac{\sigma H \partial^4 \zeta}{\rho \partial x^4} + \frac{2\sigma H \partial^2 \zeta}{\rho b^2 \partial x^2} + \frac{3\sigma}{2\rho L H} \frac{\partial \zeta}{\partial x}. \quad (3)$$

Обозначения, входящие в уравнение (3), показаны на рис. 5. Анализ устойчивости решения этого уравнения по Ляпунову (устойчивости плоской поверхности сварочной ванны) показал, что на поверхности сварочной ванны развиваются волны, описываемые выражением

$$\zeta = \zeta_0 e^{i(\omega t - kx)},$$

где $\omega = \pm \Omega \pm i\gamma$ — круговая частота. Частота волн задается выражением

$$\Omega = \sqrt{\frac{\sigma H}{\rho}} \left[\left(k^4 + \frac{2k^2}{b^2} \right)^2 + \frac{9k^4}{4L^2 H^4} \right]^{1/4} \times \cos \left(\frac{1}{2} \arctg \frac{3b^2}{2LH^2 k(k^2 b^2 + 2)} \right). \quad (4)$$

Инкремент нарастания волн γ определяется выражением

$$\gamma = \sqrt{\frac{\sigma H}{\rho}} \left[\left(k^4 + \frac{2k^2}{b^2} \right)^2 + \frac{9k^4}{4L^2 H^4} \right]^{1/4} \times \sin \left(\frac{1}{2} \arctg \frac{3b^2}{2LH^2 k(k^2 b^2 + 2)} \right). \quad (5)$$

Выражения (4) и (5) определяют условия и скорость роста бугров. Поскольку в решение уравнения (3) всегда входят члены вида $e^{\gamma t}$ и $e^{-\gamma t}$, то при любом знаке γ существует решение, возрастающее со временем. Это означает, что наличие

течения Марангони на поверхности приводит к возникновению на ней колебательной неустойчивости, которая является причиной бугристости. Параметры бугристости, такие как расстояние между буграми и их размер, определяются волновым числом k (длиной возбуждающихся волн), которое в свою очередь определяет максимальное значение инкремента γ (максимальную скорость роста возмущений). Таким образом, растут бугры с таким волновым числом, которое соответствует максимальной скорости роста (бугры с маленькой скоростью также растут, но их не видно из-за того, что большие бугры поглощают маленькие). При этом в силу конечности длины сварочной ванны L необходимо выбирать из значений $k = 2\pi n/L$, где $n = 1, 2, 3, \dots, m$. Очевидно, что существует максимальное значение k , лежащее на вещественной оси, которое и определяет параметры бугристости.

Анализ выражения для инкремента нарастания волн показывает, что значение k , обеспечивающее максимум инкремента γ , при сделанных допущениях зависит только от длины, ширины и глубины сварочной ванны.

В качестве примера проанализируем процесс развития бугристости с увеличением скорости сварки. Возможные длины волн на поверхности сварочной ванны показаны на рис. 6 в виде вертикальных линий (маркеров). Скорости роста этих волн определяются соответствующими значениями инкремента нарастания волн. С увеличением скорости сварки, ведущим к удлинению сварочной ванны, все маркеры смещаются по графику налево, при этом скорости роста волн разной длины меняются и после перехода маркером наиболее длинной волны через максимум скорость ее роста

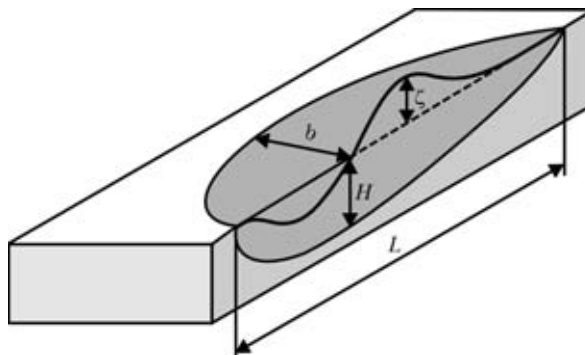


Рис. 5. Обозначения параметров к модели бугристости шва

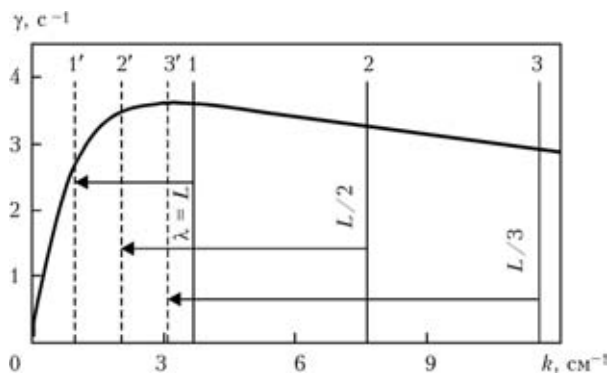


Рис. 6. Зависимость инкремента нарастания волн от волнового числа (описание см. в тексте)

начинает снижаться, что при дальнейшем увеличении скорости сварки ведет к замене длинноволновой бугристости на коротковолновую, т. е. к кратному уменьшению расстояния между буграми. Сплошные вертикальные линии на рис. 6 показывают волновое число для коротких сварочных ванн, штриховые — для длинных ванн. В длинной сварочной ванне растут быстрее короткие волны, в короткой — длинные.

Построенную модель можно проиллюстрировать реальным примером. Инкремент нарастания изменяется с увеличением длины сварочной ванны в соответствии с рис. 6. При экспериментах с короткой сварочной ванной (рис. 7, а) волна с $\lambda = L$ находится правее максимума на графике, поэтому и растет быстрее. При длинной сварочной ванне волны с $\lambda = L$ (рис. 7, б) смещаются в левую часть от максимума графика функции $\gamma(k)$, т. е. инкремент нарастания бугров с длиной волны L ниже, чем для волн длиной $L/2$.

Экспериментальные исследования. В соответствии с изложенной выше теорией основными параметрами, влияющими на появление сварочных дефектов, таких как бугристость, подрез, являются длина, глубина и ширина сварочной ванны. Их значения определяют пороговую скорость

сварки, при которой еще не наблюдаются дефекты, связанные с динамикой ванны.

Определение критической скорости сварки при различных параметрах. Результаты экспериментов, проведенные на низкоуглеродистой стали DC05, показали, что с увеличением скорости сварки сначала появляются подрезы, а при достижении определенной критической скорости для данных параметров сварки формируются первые крупные бугры с нерегулярными расстояниями между ними. С повышением скорости сварки возрастает количество бугров на длину шва, т. е. частота их появления увеличивается, расстояние между ними уменьшается и размеры самих бугров становятся меньше (рис. 8).

Следующим важным параметром является рабочее расстояние A , которое влияет на плотность мощности в пятне нагрева. С уменьшением рабочего расстояния плотность мощности резко возрастает [9]. Результаты эксперимента показывают, что с уменьшением рабочего расстояния необходимо снижать ток луча с целью поддержания требуемой глубины проплавления металла. При этом шов получается уже и порог возникновения бугристости изменяется незначительно.

Определение границы возникновения бугров для различных материалов было проведено аналогично методике, примененной для стали DC05. Исследования показали, что существует определенная зависимость критической скорости сварки от свариваемого материала (табл. 1).

В то время, как порог скорости образования бугров для сталей находится в пределах 10...12 м/мин и несущественно зависит от их химического состава, при сварке алюминиевого сплава и свинца не наблюдалось бугристости даже при 20 м/мин. Очевидно, что порог скорости образования бугров зависит от физических свойств самого материала и прежде всего от поверхностного натяжения. Из табл. 1 видно, что с умень-

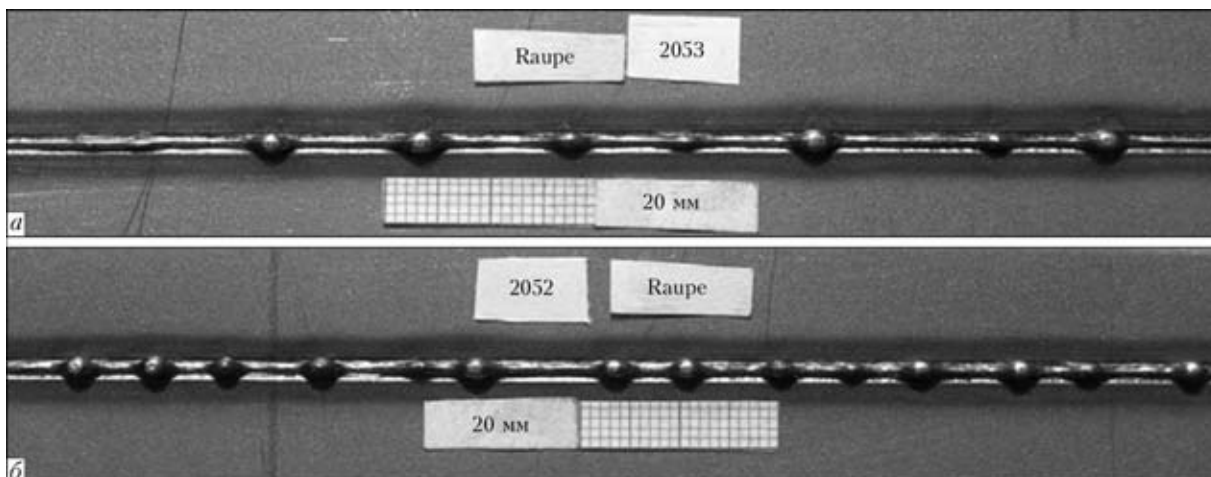


Рис. 7. Зависимость образования бугров от скорости сварки (соответственно от длины сварочной ванны) ($A = 10$ мм): а — $v_w = 12$ м/мин, $I_B = 65$ мА; б — $v_w = 15$ м/мин, $I_B = 5$ мА

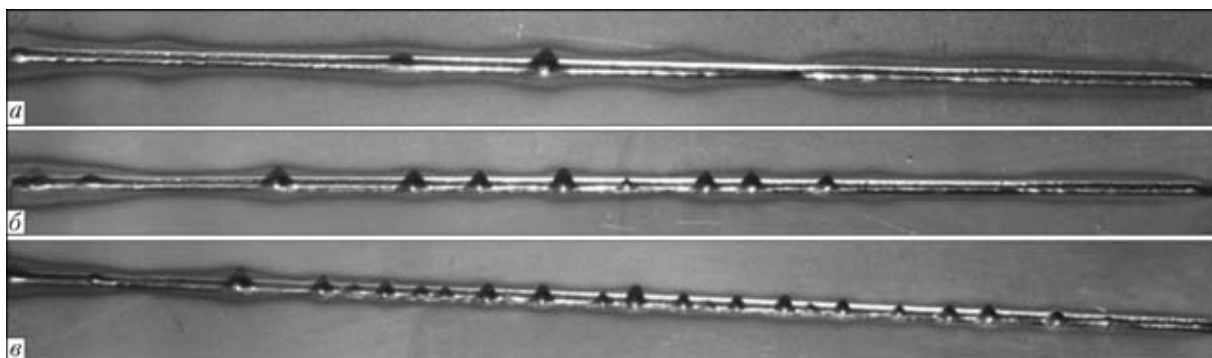


Рис. 8. Образование бугров и подрезов при разных скоростях сварки (сталь DC05, $U_{acc} = 150$ кВ, $I_v = 100$ мА, $A = 10$ мм): а — $v_w = 14$; б — 16; в — 18 м/мин

шением поверхностного натяжения порог бугристости сдвигается в область больших скоростей сварки, что подтверждает сделанное выше заключение о ведущей роли термокапиллярного эффекта при образовании бугристости в мелкой сварочной ванне. Косвенным образом это подтверждает зависимость порога бугристости от толщины материала. Результаты экспериментов по определению влияния толщины металла на динамику сварочной ванны представлены в табл. 2.

Установлено, что порог скорости образования бугров падает с увеличением

толщины материала. Это может быть объяснено изменением механизма теплопроводности в металлическом листе при переходе от двух- к трехмерному случаю. При этом меняется динамика сварочной ванны, на которую, помимо поверхностного термокапиллярного эффекта, влияют конвективные потоки со дна ванны к поверхности.

Поверхностно-активные вещества, такие как кислород при сварке сталей, действуют как элемент, понижающий силы поверхностного натяжения, причем согласно теории Рэлея [10] критическая длина ванны увеличивается ($\lambda > 2\pi R$) и появление бугров можно избежать или отодвинуть их возникновение в сторону больших скоростей сварки. При снижении поверхностного натяжения увеличивается радиус, а с ним и критическая длина, т. е. ванна замерзнет раньше, чем возникнет волна. На рис. 9 показан пример влияния защитного газа состава $Ag + 4\% O_2$ на формирование бугристости в нахлесточном соединении.

Исследования показали, что применение защитного газа позволяет увеличить скорость сварки на 2 м/мин прежде, чем возникнет бугристость.

Вывод о том, что эффект Марангони является решающим фактором для динамики сварочной ванны подтверждается также следующим экспериментом. Известно, что сера и углерод существенно влияют на поверхностное натяжение сва-

Таблица 1. Влияние типа материала на критическую скорость образования бугров ($A = 15$ мм)

Материал	d , мм	v_w , м/мин	ρ , Дж/см ³	I_v , мА	σ^* , мН/м	Замечания
Сталь DC05	1,5	12	7,874	80	1800	Начало бугристости
Сталь TRIP 700	1,5	12	7,874	75	1800	»
Cu	1,5	15	8,920	68	1250	»
AlMg ₃	1,7	20	2,660	40	865	Бугристость не достигнута
Pb	1,0	20	11,34	12,5	451	»

* Поверхностное натяжение чистых материалов (Fe, Cu, Al, Pb).

Таблица 2. Влияние толщины материала на порог скорости образования бугров шва ($A = 15$ мм, расход гелия 90 мин⁻¹)

Материал	d , мм	I_v , мА	v_w , м/мин	Замечания
DC05	0,7	57	20	Нормальный шов
DC05	1,5	80	12	Подрез, бугристость
DC05	3,5	75	6	»
AlMg ₃	1,5	40	20	Малые подрезы
AlMg ₃	4,0	70	10	Подрез, бугристость
Pb	1,0	12,5	20	Малые подрезы
Pb	5,5	40	15	Подрез, бугристость

рочной ванны [11]. Исходя из этого, для экспериментов использовали графитовый распылитель, которым была покрыта половина металлической пластины. После сварочного прохода обнаружено, что на части пластины, не покрытой графитом, образовались бугры, в то время как на обработанной графитом части пластины бугры не наблюдались (рис. 10). Так как время, типичное для вневакуумной ЭЛС, очень короткое, влиянием диффузионных процессов можно пренебречь и исходить из чисто поверхностных эффектов.

Высокоскоростная видеосъемка сварочной ванны. В помощь высокоскоростной видеосъемки сварочной ванны, проведенной в рамках ис-



Рис. 9. Влияние защитного газа в нахлесточном соединении на образование бугров (сталь S420MC толщиной 2 мм, $v_w = 10$ м/мин, кадры позади процесса сварки): а, б — без защитного газа; в, г — с защитным газом $Ar + O_2$

следований во время процесса сварки (рис. 11), был зафиксирован поток расплава в направлении к хвосту сварочной ванны. Кроме того, можно наблюдать динамику развития отдельных бугров, их размеры и скорость роста (рис. 12).

Наблюдалось, что бугры имеют определенную скорость движения по отношению к поверхности свариваемой металлической пластины. Скорость движения бугров уменьшалась по мере их роста от порядка пяти скоростей сварки до скорости сварки. Средняя скорость течения расплава в середине сварочной ванны составила порядка 40 м/мин по отношению к поверхности пластины. Как показывают измерения, бугры сначала растут быстро. С увеличением размеров скорость их роста резко убывает. Измеренные данные были наложены численно на экспоненциальную функцию

$\Delta\gamma = ae^{-\gamma t}$. В качестве среднего значения для затухающего роста бугров использовали параметр $\gamma = 90 \text{ с}^{-1}$. Далее на некоторых исследуемых кривых наблюдается сильное отклонение от непрерывного затухающего роста. Существуют отдельные бугры, которые на начальной стадии своего роста прекращают расти и рассасываются в объеме сварочной ванны. Происходит также поглощение малых неразвившихся бугров большими по размерам.

Экспериментальное определение потоков расплава в сварочной ванне. Для визуализации движения расплава в сварочной ванне использовали образец, который представлял собой две наложенные друг на друга металлические пластины толщиной 1 мм с тонкой никелевой полоской между ними, толщина которой составляла 100 мкм. По-

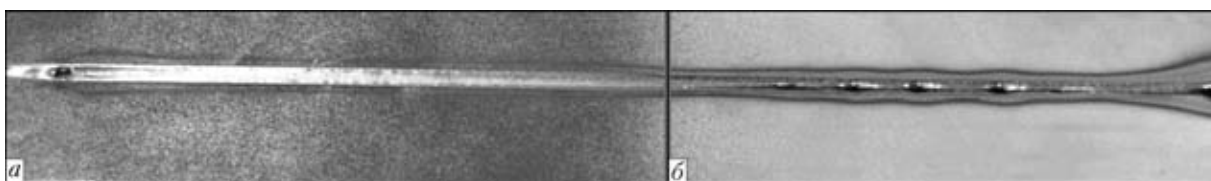


Рис. 10. Влияние поверхностно-активного вещества на динамику сварочной ванны (DC05 толщиной 1,5 мм, $v_w = 14$ м/мин) с графитом (а) и без графита (б)

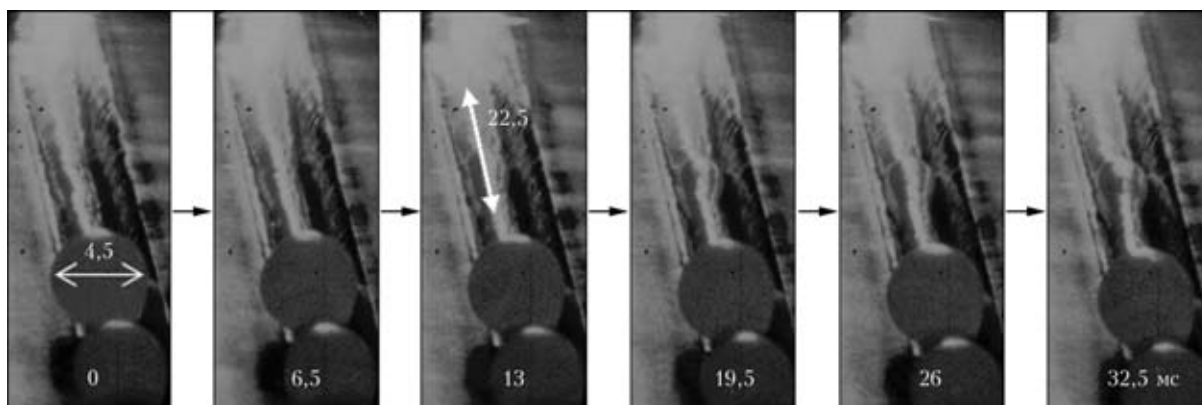


Рис. 11. Динамика роста бугров (высокоскоростная видеосъемка сварочной ванны)

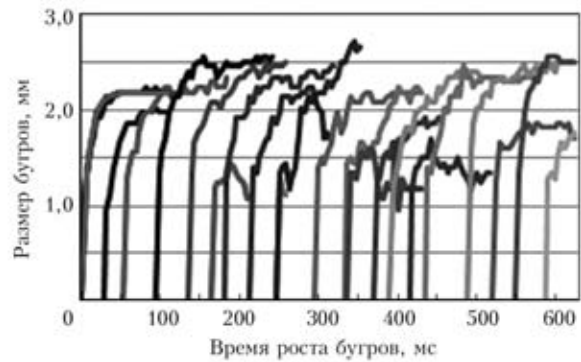
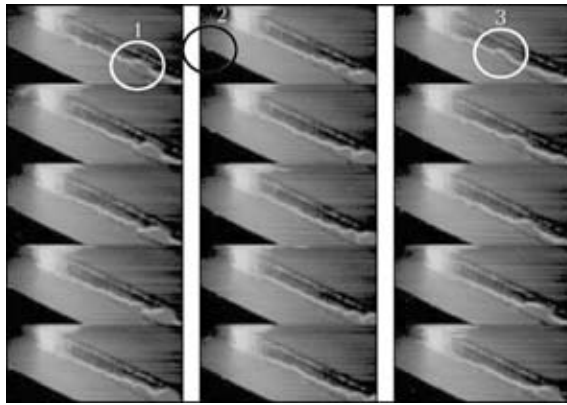


Рис. 12. Динамика роста бугров сварочной ванны (видео съемка в процессе сварки)

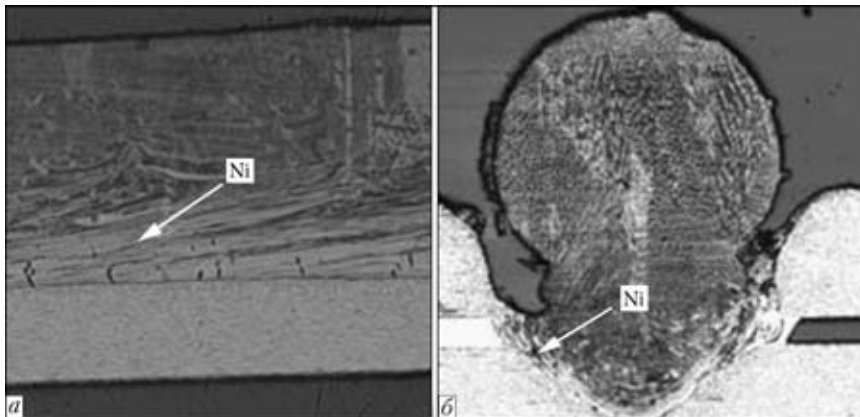


Рис. 13. Распределение никеля в сварном шве в отраженных электронах: *a* — продольное; *б* — поперечное сечение бугра

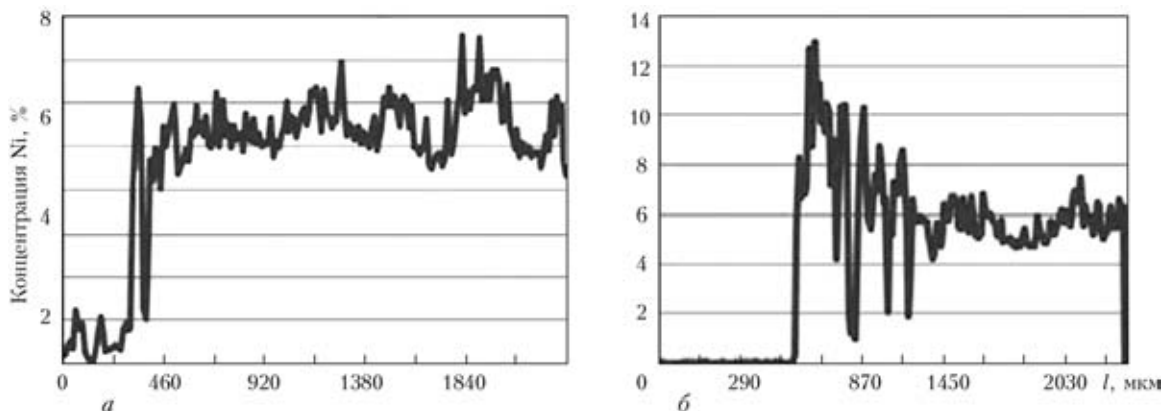


Рис. 14. Распределение никеля в бугре по горизонтали (*a*) и вертикали (*б*)

добные эксперименты проводили ранее на толстых материалах [12], где наблюдались вертикальные потоки жидкости в сварочной ванне. В наших экспериментах подобные вертикальные потоки не выявлены, а зафиксированы горизонтальные потоки индикаторного материала в корне шва (рис. 13).

Кроме оптического, металлографического исследования, проведен микрозондовый энергодисперсионный анализ (рис. 14), результаты которого не выявили градиента в концентрации никеля в сечении бугра как в продольном, так и в поперечном направлении.

Данные результаты представляют принципиально новую динамику формирования поверхности

сварочной ванны и свидетельствуют о том, что движущей силой в образовании бугров при сварке тонколистовых материалов являются не вертикальные конвекционные потоки, а поверхностные эффекты, прежде всего эффект Марангони.

Выводы

1. На основе совместного исследования устойчивости гидродинамических и тепловых процессов в сварочной ванне разработана модель формирования подрезов и бугров на поверхности швов при вневакуумной ЭЛС. Теоретический анализ и результаты моделирования показали, что причиной формирования подрезов являются поверхностные



тные явления, а причиной возникновения бугров — развитие неустойчивости термокапиллярного течения расплава в сварочной ванне.

2. Определены пороги скорости бугрообразования и подрезов в зависимости от тока луча и рабочего расстояния. Установлено, что с увеличением тока луча возрастает нестабильность сварочной ванны. С уменьшением рабочего расстояния увеличивается интенсивность луча, поэтому ток луча необходимо уменьшать для поддержания требуемой глубины проплавления. При этом профиль шва становится уже и порог скорости бугрообразования изменяется незначительно.

3. Экспериментально определены пороги скорости образования бугров для различных материалов. С увеличением толщины материала порог скорости образования бугров уменьшается. Причиной этого является изменение условий тепло-массопереноса расплава. Установлено, что ведущую роль играет эффект Марангони.

4. Использование поверхностно-активных веществ позволяет подавить образование бугров за счет изменения коэффициента поверхностного натяжения.

5. Высокоскоростная видеосъемка позволила оценить скорость течения расплава в сварочной ванне, динамику роста и размеры отдельных бугров.

6. Благодаря использованию индикаторного материала никеля в сварочной ванне были выявлены горизонтальные потоки и отсутствие вертикальных, что было также подтверждено результатами микронного анализа шлифов в продольных и поперечных шлифах.

Данная работа проведена в рамках проекта Di.434/88-1, LA 2484/1-1 при поддержке Deutsche Forschungsgemeinschaft.

1. *Introduction to electron beam technology* / Ed. Bakish R. — New York; London: John Wiley & Sons Inc., 1962.
2. *Non vacuum electron beam welding of light sheet metals and steel sheets* / Fr.-W. Bach, A. Szelagowski, R. Versemann, M. Zelt. — S. 4–10. — [2002]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. No. IV-823–02).
3. *Powers D. E., Schumacher B. W.* Using the electron beam in air to weld conventionally produced sheet metal parts // *Welding J.* — 1989. — 68/2. — S. 48–53.
4. *Diltthey U., Masny H.* Hochgeschwindigkeitsschweißen mit dem Elektronenstrahl an Atmosphäre-Fertigung von Karosserieteilekomponenten. — DVS-Berichte. Duesseldorf: DVS-Verlag, 2005. — Vol. 237. — 549 S.
5. *Вневакуумная электронно-лучевая сварка конструкционных сталей* / Ф.-В. Бах, А. Беняш, К. Лай, Р. Конья // *Автомат. сварка.* — 2009. — № 5. — С. 29–34.
6. *Albright C. E., Chiang S.* High speed laser welding discontinuities // *Proc. of the 7 th Intern. conf. on applications of lasers and electro optics.* — ICALEO'88. Santa Clara CA, 1988. — P. 207/213.
7. *Wei P. S.* Thermal science of weld bead defects: A review // *J. of Heat Transfer.* — 2011. — Vol. 133.
8. *Dynamic processes at high speed laser and electron beam treatment of materials* / G. Turichin, E. Valdaytseva, Fr.-W. Bach, A. Beniyash // *25th Anniversary of cooperation, transactions of saint-petersburg state polytechnic university and Leibniz University of Hannover.* — St. Petersburg–Hannover, 2010. — P. 91–101.
9. *Messung der Strahlqualitaet einer Elektronenstrahlanlage in Umgebungsatmosphaere* / U. Reisinger, M. Schleser, A. Abdurakhmanov, H. Masny // *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik.* — 2010. — 41, № 1. — S. 45–52.
10. *Rayleigh J.* The theory of sound. — New York: Dover publ., 1945.
11. *Czerner St.* Schmelzbaddynamik beim Laserstrahl-Waermeleitungsschweißen von eisenwerkstoffen. — Diss.: Hannover, 2005.
12. *Sievers E.-R.* Schmelzbadinstabilitaeten beim Elektronstrahlschweißen von Grobblechen // *Schweißen und Schneiden.* — 2006. — 58, № 6. — P. 288–295.

The effect of welding process parameters and properties of materials on formation of dynamic defects, such as humping and undercutting, in non-vacuum electron beam welding was investigated. The impact of individual welding parameters on quality of the welds was determined.

Поступила в редакцию 07.07.2011

Уважаемые читатели!

20–24 февраля в пос. Свалява (Карпаты, Украина) состоится 12-й Международный научно-технический семинар «Современные проблемы производства в промышленности и на транспорте» с разделами: «Упрочняющие технологии и покрытия» и «Современные технологии и оборудование в сборочном и сварочном производстве» (АТМ Украины, тел./факс: +38 (044) 430 85 00, E-mail: atm@ism.kiev.ua).



ПРИМЕНЕНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ РОТОРНОЙ ЧАСТИ ГТД

А. В. ОВЧИННИКОВ, канд. техн. наук (Запорож. нац. техн. ун-т)

Рассмотрено влияние структурного состояния присадочных материалов на структуру и свойства швов сварных соединений жаропрочного титанового сплава ВТ8 применительно к ремонту деталей авиадвигателей. Установлено, что применение присадочных материалов с субмикрокристаллической структурой позволяет обеспечить повышение уровня механических свойств соединений.

Ключевые слова: аргонодуговая сварка, титановый сплав ВТ8, присадочные материалы, ремонт авиадвигателей, субмикрокристаллическая структура, металл шва, поры, механические свойства

Применение сварки при производстве и ремонте изделий из сложнолегированных титановых сплавов связано с целым рядом проблем. Наиболее сложной является сварка двухфазных титановых сплавов, используемых в газотурбинных двигателях, так как их применяют в различном структурном состоянии, обеспечивающем необходимый уровень механических и служебных свойств материала [1]. Проблемы свариваемости связаны с изменением структуры сварного шва и металла ЗТВ, а также с образованием дефектов структуры сварного шва (пористость, неметаллические включения, химическая и структурная неоднородность). Одним из основных дефектов является пористость сварного шва, на долю которой приходится до 56 % общего количества дефектов [2]. Свойства сварного шва и появление в его структуре таких дефектов, как поры, неметаллические включения, химическая и структурная неоднородность непосредственно зависят от состава и качества присадочных материалов. Особое значение вопросы, связанные с качеством присадочных материалов, приобрели в последние годы, так как сложнолегированные жаропрочные титановые сплавы применяют для тонкостенных деталей (лопаток, моноколес и др.), работающих на пределе запаса прочности материала. Поэтому наличие микродефектов в присадочных материалах может привести к полной потере работоспособности восстанавливаемых деталей. В ряде работ описаны способы уменьшения количества дефектов в присадочных материалах [3, 4], однако предложенные решения относятся к поверхностным дефектам и не решают проблем объемного структурного состояния присадок.

Таким образом, при сварке ответственных деталей из жаропрочных титановых сплавов, приме-

няемых для роторных деталей газотурбинных двигателей, необходимо, чтобы присадочные материалы обеспечивали стабильно высокое качество сварного шва. В настоящей работе рассмотрены вопросы влияния структурного состояния присадочных материалов на структуру и свойства швов сварных соединений жаропрочных титановых сплавов.

Материалы и методика исследований. В качестве объекта исследований выбраны сварные соединения из двухфазного жаропрочного титанового сплава ВТ8, который используется для моноколес (блисков) компрессора высокого давления (КВД) турбовентиляторного двигателя Д27. Пластины из сплава ВТ8 толщиной 2 мм сваривали способом аргонодуговой сварки неплавящимся вольфрамовым электродом диаметром 1,8 мм на режимах $I_{св} = 180$ А, $U_{св} = 10$ В. Использовали источник питания ВД302, камеру У6872-5306 с контролируемой атмосферой (аргоном), присадочные материалы стандартных составов (проволоку из сплава ВТ2 и прутки из сплава ВТ8). В качестве экспериментальных присадочных материалов применяли прутки диаметром 2 мм того же состава, но с субмикрокристаллической (СМК) структурой. Заготовки для прутков с СМК структурой получали при реализации интенсивной пластической деформации (ИПД) методом винтовой экструзии с одновременным действием нормальных и касательных напряжений при температурах 400...800 °С [5, 6].

Химический состав исследовали с помощью спектрального анализа по ГОСТ 1 9863.1-19863.13 и микроанализа на растровом электронном микроскопе JSM-T300 фирмы «JEOL». Микроструктуру изучали на оптическом микроскопе «Neophot-32» и просвечивающем электронном микроскопе JEM-100CXII при ускоряющем напряжении 100 кВ, а также на растровых электронных микроскопах JSM-T300 и РЭМ-106И с энергодисперсионным анализом по линии и в точке. Механи-

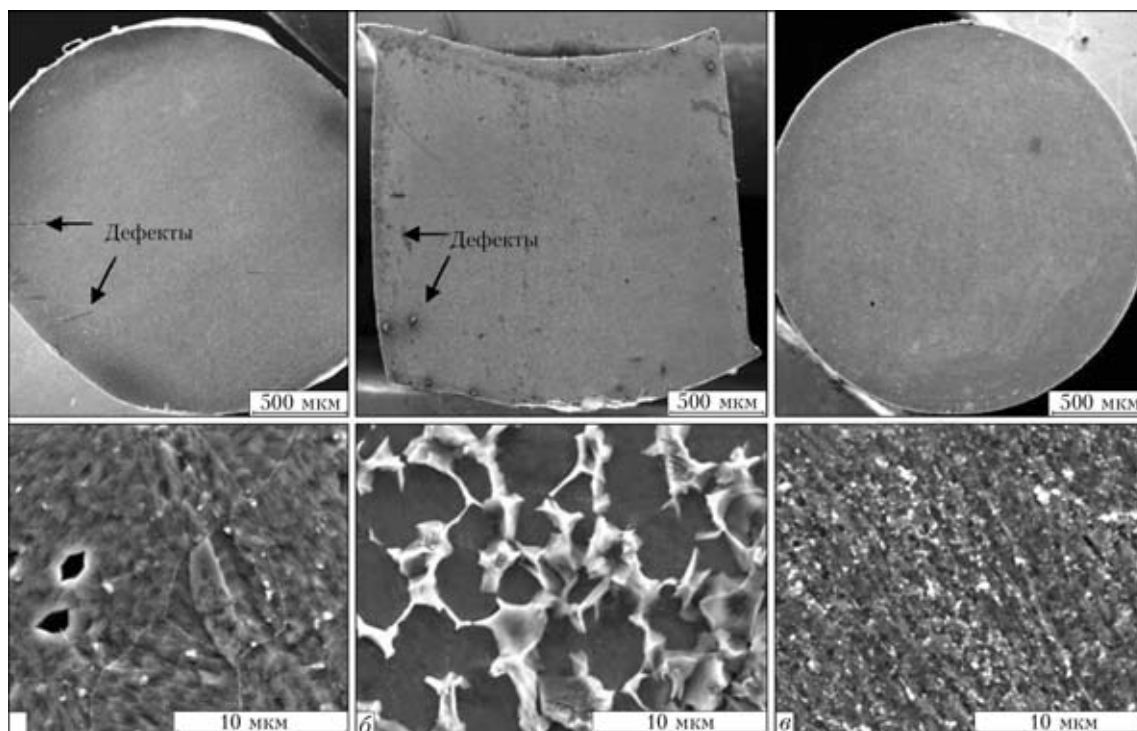


Рис. 1. Макро- и микроструктура присадочных материалов: *а* — проволока из сплава BT2; *б* — прутки из сплава BT8; *в* — прутки из сплава BT2 с СМК структурой

ческие свойства определяли на разрывной испытательной машине фирмы «INSTRON». Статическую прочность и угол загиба ψ сварных соединений определяли согласно ГОСТ 6996–66 «Сварные соединения. Методы определения механических свойств» и ГОСТ 14019–2003 «Материалы металлические. Метод испытания на изгиб», а количество пор — методами количественной металлографии [7]. При анализе поверхности разрушения образцов по сварному шву фиксировалось количество и размер пор на 1 мм². Микротвердость исследовали на микротвердомере MM7T фирмы «BUEHLER» (по методике в соответствии с ГОСТ 9450–76).

Результаты исследований и их анализ. Как отмечалось выше, основными причинами пористости сварного шва являются дефекты в структуре присадочных материалов. На основании анализа результатов исследований макро- и микроструктуры стандартных присадочных материалов установлено наличие пор и несплошностей в проволоке из сплава BT2 (рис. 1, *а*). Данные дефекты являлись технологическими, характерными для деформированных сплавов.

Второй недостаток, касающийся химической и структурной неоднородности в присадочных материалах, характерен для сложнoleгированных титановых сплавов (рис. 1, *б*). Исследования стандартных присадочных материалов, применяемых для сварки сплава BT8, показали, что в них наблюдалась химическая неоднородность (рис. 2).

Микроанализ структурных составляющих показал существенную разницу в содержании ос-

новных легирующих элементов в α - и β -фазах для сплава со средним химическим составом, мас. %: Ti — основа; 5,8 Al; 3,1 Mo; 0,3 Si; 0,5 Zr. В α -фазе содержание α -стабилизирующего алюминия составляло около 5,24 %, при этом его минимальное содержание в β -фазе находилось в пределах 2 % (табл. 1). Обратная закономерность имела место в распределении β -стабилизирующих элементов, что наиболее сильно выражено в содержании молибдена (более 10 раз).

Наличие химической неоднородности определяло различие механических свойств фаз. Исследование микротвердости структурных составляющих сплава BT8 позволило установить, что α -фаза в среднем имела микротвердость $3932 \cdot 10^6$ МПа, а β -фаза — $2215 \cdot 10^6$ МПа. Разница в микротвердости между α - и β -фазами составила более 70 %. При сварке и наплавке тонкостенных ответственных изделий толщиной до 1 мм (лопатки, моноколеса и др.) такая разница состава и свойств фаз в стандартных присадках может привести к существенному изменению свойств сварного шва.

Таблица 1. Содержание легирующих элементов в структурных составляющих сплава BT8, мас. % (Ti — основа)

Участок анализа (фаза)	Al	Mo	Zr	Fe	Si
001 (α -фаза)	5,24	0,51	—	—	0,11
002 (β -фаза)	4,08	3,55	0,80	1,08	0,28
003 (β -фаза)	2,02	7,08	1,10	1,15	0,08

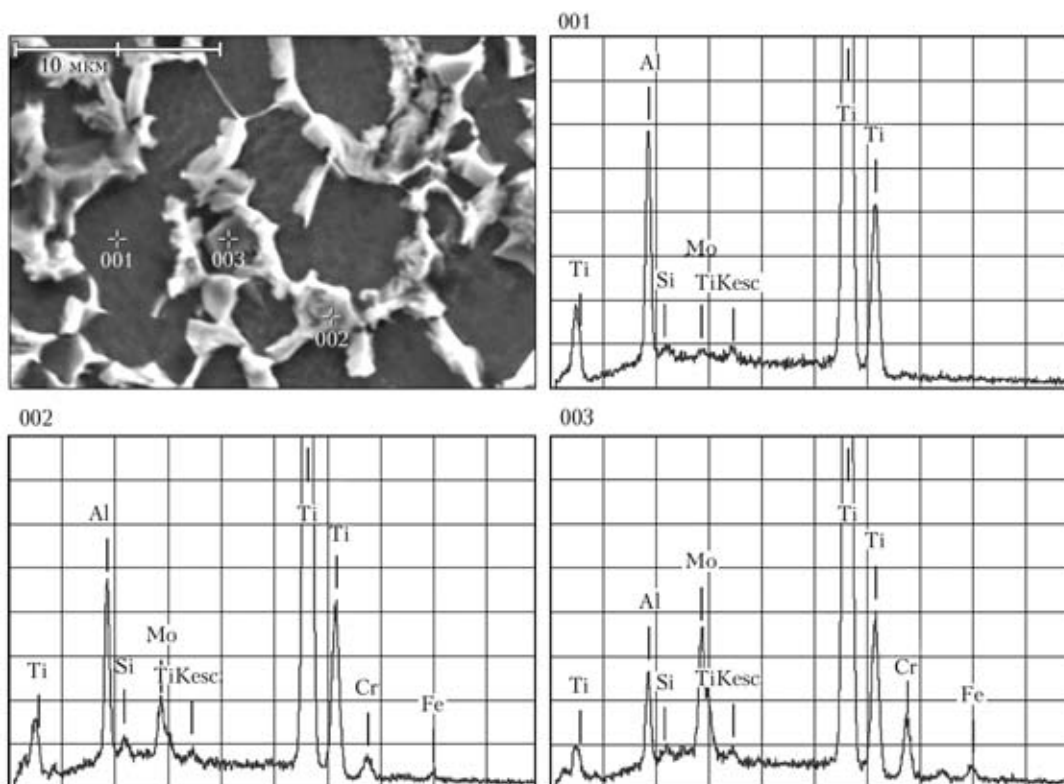


Рис. 2. Энергодисперсионные спектры в структурных составляющих присадочного материала из сплава BT8

Для устранения перечисленных дефектов сформулирован новый подход к формированию структуры присадочных материалов. Предложено применить присадочные материалы с нано- или СМК структурой. Это, согласно результатам ранее проведенных исследований, позволит получить равномерное распределение легирующих элементов в объеме присадочных материалов.

Прутки экспериментального материала получали по специально разработанной технологии, в основе которой лежал метод винтовой экструзии [5, 6]. Применение метода ИПД для сложнолегированных титановых сплавов обеспечило более равномерное распределение легирующих элементов, что достаточно полно освещено в работах [8, 9]. В результате легирующие элементы распределялись равномерно по объему сплавов, а химическая и структурная неоднородность в присадочных материалах с структурой СМК практически отсутствовала. В присадочных материалах с структурой СМК отсутствовали поры, нес-

плошности и другие дефекты, отмеченные для стандартных сплавов, что хорошо видно на макро- и микрошлифах (см. рис. 1, в). Отсутствие указанных дефектов, очевидно, являлось следствием «залечивания» пор под действием высоких давлений и повышенной температуры. Аналогичный эффект используется при обработке литых титановых деталей в газостате [10, 11].

Сравнительные исследования сварных соединений пластин из жаропрочного титанового сплава BT8, полученных с применением стандартных присадочных материалов и с структурой СМК, показали, что во втором случае имело место повышение уровня механических свойств сварных соединений (табл. 2).

Как следует из анализа представленных данных, уровень механических свойств сварных соединений, полученных с применением СМК присадочных материалов, в сравнении со стандартными присадками повысился по показателям как прочности, так и по пластичности. Применение присадок с СМК структурой позволило повысить стабильность свойств сварных соединений. Среднее значение предела прочности для сварных соединений с применением присадок с СМК структурой, полученных из титана BT2, составило 948 МПа, а для стандартных присадок не превысило 890 МПа. Разница в показателе предела прочности между соединениями, полученными с присадками с СМК структурой и стандартными из сплава BT8, составила 65 МПа.

Таблица 2. Механические свойства сварных соединений пластин из титанового сплава BT8, полученных с использованием различных присадочных материалов

Присадка	Место разрушения	$\sigma_{\text{в}},$ МПа	$\sigma_{0,2},$ МПа	$\delta, \%$	$\psi, \text{град}$
BT2	Сварной шов	888,0	476,7	5,9	61,5
BT2 (СМК)	» »	948,3	520,0	6,5	72,0
BT8	ЗТВ, сварной шов	1083,2	656,3	4,7	23,0
BT8 (СМК)	ЗТВ	1148,3	705,7	5,4	31,3

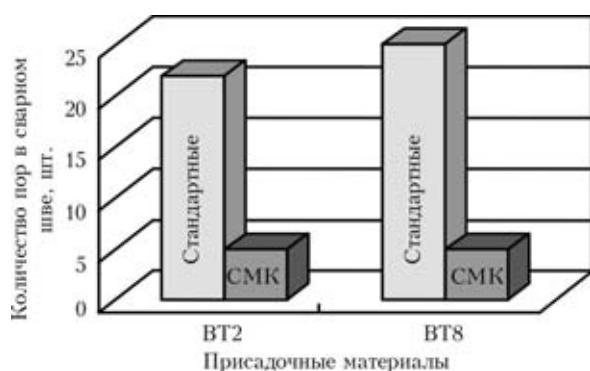


Рис. 3. Количество пор на поверхности разрушения металла сварного шва в соединениях сплава BT8, полученных с применением стандартных и опытных (СМК) присадочных материалов

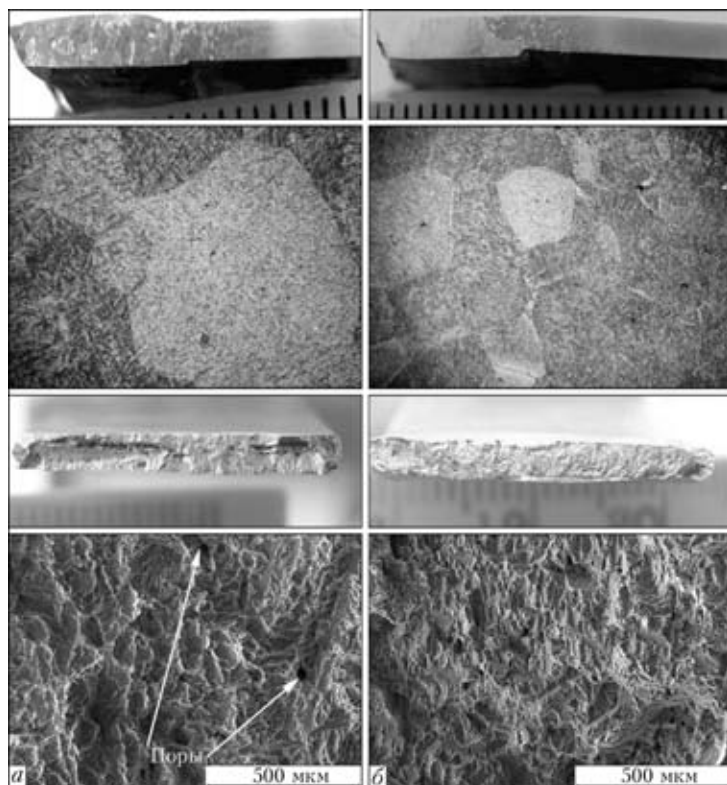


Рис. 4. Характерный вид поверхности разрушения и микроструктура металла шва сварных соединений сплава BT8 с применением стандартных (а) и опытных (СМК) присадочных материалов из сплава BT2

Аналогичная тенденция установлена и для показателей пластичности. Для сварных швов, полученных с помощью присадок с СМК структурой, среднее значение угла загиба на 14,58 % для присадки из BT2 и 26,4 % для присадки из BT8 больше, чем для швов, полученных с присадками со стандартной структурой.

Важным аспектом является повышение стабильности свойств опытных соединений. Так, максимальный разброс свойств установлен у соединений, полученных с применением стандартных присадок. По показателям прочности разброс свойств составлял: по σ_v около 15, по σ_t около 19 %. При этом образец разрушился по сварному

шву, а следовательно, причиной разрушения являлись дефекты структуры. Для сварных соединений, полученных присадками с СМК структурой, разброс свойств по прочности не превышал 3, а по углу загиба — 12 %. Для стандартных присадок разница по углу загиба сварных соединений составила около 33 %. Установленная закономерность характерна и для относительного удлинения. В целом сварные соединения, полученные с применением присадок с СМК структурой, имели более высокие показатели механических свойств: предел прочности на 6,32 и 5,66 %, предел текучести на 8,14 и 7 %, относительное удлинение на 8 и 15 %, угол загиба на 14,5 и 26,4 % для нелегированных и легированных присадок соответственно.

Более высокие и стабильные свойства сварных соединений, полученных с применением присадок с СМК структурой, можно объяснить тем, что в структуре сварных соединений значительно меньшее количество дефектов. Это подтвердили результаты исследований дефектов сварного шва. В качестве дефектов рассматривали поры на поверхности разрушения сварного шва с размером более 20 мкм. Результаты исследований приведены на рис. 3.

Как следует из анализа представленных данных, в сварных соединениях, полученных присадками с СМК структурой, количество пор в 4...5 раз меньше, чем для соединений, полученных по стандартной технологии. Уменьшение количества дефектов в сварном шве опытных соединений привело к повышению вязкости разрушения металла шва, что следует из характера поверхности разрушений сварных соединений (рис. 4).

На поверхности разрушения сварного соединения, полученного по стандартной технологии, установлены поры размером от 20 до 80 мкм. Характер разрушения образцов позволяет сделать вывод о причастности обнаруженных пор к образованию первичных трещин и последующего их развития. В соединениях, полученных с применением сплавов с СМК структурой, поры практически отсутствовали, что, по-видимому, и обеспечило более высокий уровень механических свойств этих соединений в сравнении со стандартными.

Заключение. Применение присадочных материалов с СМК структурой взамен стандартных присадок позволяет:

устранить поры и несплошности в структуре присадочных материалов в результате «залечивания» последних под действием объемной дефор-



мации при повышенной температуре по принципу, аналогичному газостатической обработки;

снизить химическую и структурную неоднородность, характерную для присадок из двухфазных титановых сплавов;

увеличить энергоемкость разрушения сварных соединений жаропрочных титановых сплавов за счет снижения количества дефектов в структуре сварного шва;

повысить значения механических свойств сварных соединений из сплава ВТ8 в сравнении с соединениями, полученными с применением стандартных присадок.

1. Колачев Б. А., Мальков А. В. Физические основы разрушения титана. — М.: Металлургия, 1983. — 160 с.
2. Муравьев В. И. Проблемы порообразования в сварных швах титановых сплавов // Металловедение и терм. обработка мет. — 2005. — № 7. — С. 30–37.
3. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / Под ред. С. М. Гуревича. — Киев: Наук. думка, 1979. — 299 с.
4. Пат. 2201320 Россия, МПК В23К9/16. Способ аргонодуговой сварки / Б. И. Долотов, В. И. Меркулов. — Оpubл. 27.03.2003.

5. Винтовая экструзия — процесс накопления деформации / Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин, Д. В. Орлов, С. Г. Сынков. — Донецк: ТЕАН, 2003. — 87 с.
6. Пат. 46999 Украина. Способ упрочнения материала и устройство для его осуществления / С. Г. Сынков, В. Н. Варюхин, В. Г. Сынков и др.; заявитель и патентообладатель ДонФТИ НАН Украины. — Заявл. 12.04.2001; Оpubл. 15.05.2001.
7. МР 149-36-81. Количественный металлографический анализ двухфазных титановых сплавов. — Введ. 20.01.81.
8. Применение винтовой экструзии для получения субмикроркристаллической структуры и гомогенизации титанового сплава ВТ3-1 / Д. В. Павленко, А. В. Овчинников, А. Я. Качан и др. // Вестн. двигателестроения. — 2007. — № 2. — С. 185–188.
9. Оценка эффективности применения интенсивной пластической деформации для получения нанокристаллической структуры в титановом сплаве ВТ3-1 / А. В. Овчинников, Д. В. Павленко, А. Я. Качан, В. Г. Шевченко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2007. — №1. — С. 27–31.
10. Падалко А. Г. Практика горячего изостатического прессования неорганических материалов. — М.: ИКЦ, 2007. — 267 с.
11. Гарибов Г. Ф. Развитие высокотемпературной газостатической обработки титановых сплавов // Технология легких сплавов. — 2006. — № 1/2. — С. 120–130.

Influence of structural condition of filler materials on the structure and properties of welds in welded joints of high-temperature titanium alloy VT8 is considered for the case of repair of aircraft engine parts. It is established that application of filler materials with a submicrocrystalline structure allows ensuring an increase of the level of the joint mechanical properties.

Поступила в редакцию 16.09.2011

14-я МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ТЕХНОЛОГИИ УПРОЧНЕНИЯ, НАНЕСЕНИЯ ПОКРЫТИЙ И РЕМОНТА: ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА»

17–20 апреля 2012

Санкт-Петербург
«Бизнес-отель «Карелия»

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет и научно-производственная фирма «ПЛАЗМАЦЕНТР» при поддержке Северо-Западного федерального округа Российской Федерации и Комитета экономического развития, промышленной политики и торговли Санкт-Петербурга приглашают сотрудников высшей школы, научных работников и аспирантов принять участие в конференции, посвященной:

- конструкционным, технологическим и эксплуатационным методам повышения долговечности надежности изделий;
- технологиям наплавки, напыления, сварки, осаждения, модификации;
- технологиям ремонта — диагностике, дефектации, мойке, очистке, восстановлению размеров, обработке покрытий, окраске, консервации.

**Основные технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта
будут рассмотрены на секциях:**

- упрочнение и модификация поверхности
- восстановление заданной геометрии
- механическая обработка нанесенных покрытий
- диагностика, дефектация, мойка и очистка
- окраска и консервация

Контакты: +7(812) 444 93 37, +7(921) 973 46 74,
факс: +7(812) 444 93 36, E-mail: info@plasmacentre.ru



ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА НАПЛАВЛЕННЫЙ МЕТАЛЛ ТИПА ШТАМПОВЫХ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

И. А. РЯБЦЕВ, д-р техн. наук, **И. А. КОНДРАТЬЕВ**, канд. техн. наук, **А. А. БАБИНЕЦ**, инж.,
Г. Н. ГОРДАНЬ, канд. техн. наук, **Т. В. КАЙДА**, **И. Л. БОГАЙЧУК**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние высокотемпературных циклических нагрузок на термическую стойкость, структуру и микроскопическую химическую неоднородность наплавленного металла типа штамповых теплостойких сталей. Показано, что несмотря на отсутствие в процессе испытаний диффузии основных легирующих элементов в структуре наплавленного металла обнаружены изменения, приводящие к его разупрочнению.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковая проволока, наплавленный металл, прокатные валки, штампы, термоциклирование, термическая стойкость, структура

Одним из основных видов изнашивания рабочих поверхностей прокатных валков, штампов и других инструментов для горячего деформирования металлов является термическая усталость — образование сетки трещин разгара в результате циклических высокотемпературных нагрузок [1–4]. Трещины термической усталости появляются на поверхности деталей после некоторого (относительно небольшого) количества теплосмен в результате действия циклических термических напряжений, возникающих вследствие несвободного изменения размеров отдельных участков детали при периодических колебаниях значений температуры [5–8].

Сочетание циклических температур и упругопластических деформаций является отличительной особенностью неизотермической циклической усталости. Вид неизотермического циклического разрушения, при котором сжатие в цикле упругопластического деформирования соответствует максимальной температуре термического цикла, получил название термической усталости [5, 6]. Характеристикой сопротивления материалов термической усталости обычно служит количество циклов нагрев–охлаждение до появления трещин [2, 3].

В зависимости от методики испытаний, в той или иной мере отвечающей условиям эксплуатации деталей, для большинства материалов количество теплосмен, приводящее к появлению трещин термической усталости, не превышает нескольких сотен или тысяч циклов нагрев–охлаждение [2, 3].

Кроме термических напряжений, при исследовании термической стойкости наплавленного металла необходимо также учитывать структурные изменения, которые могут в нем происходить в результате циклических высокотемпературных воздействий. Необратимые изменения структуры и свойств наплавленного металла в процессе эксплуатации во многом определяют работоспособность и надежность наплавленных инструментов для горячего деформирования металлов и сплавов. Цель данной работы заключалась в исследовании структурных превращений в наплавленном металле типа штамповых теплостойких сталей в результате его испытаний на термическую стойкость.

Опытными порошковыми проволоками наплавливали заготовки с предварительным подогревом до 300 °С, после чего следовало их замедленное охлаждение. Фактический состав наплавленного металла и его твердость приведены в табл. 1. Из наплавленных заготовок изготавливали образцы размерами 40×40×40 мм для определения термической стойкости наплавленного металла.

Изучение термической стойкости проводили на блочно-модульной установке для испытаний различных свойств наплавленного металла [9] по следующей методике: нагрев шлифованной поверхности наплавленного образца до 680...700 °С, быстрое охлаждение водой до 70...90 °С. Термостойкость оценивали по количеству циклов нагрев–охлаждение до появления трещин разгара.

Таблица 1. Химический состав наплавленного металла и его твердость

Марка порошковой проволоки	Массовая доля элементов, %							Твердость HRC
	C	Mn	Si	Cr	W	Mo	V	
ПП-Нп-30Х4В2М2ФС	0,35	0,72	1,1	3,97	2,52	1,88	0,44	50
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	0,34	0,60	1,0	3,00	9,30	—	0,71	54



Таблица 2. Результаты испытаний на термическую стойкость наплавленного металла

Тип наплавленного металла	Появление трещин		
	первых	сетки	развитой сетки
30X4B2M2ФС	45	80	120
35B9X3ГСФ	30	70	100
Сталь 5ХНМ	15	50	70

Результаты испытаний на термическую стойкость наплавленного металла, а также значения термической стойкости для широко применяемой штамповой стали 5ХНМ, закаленной и отпущенной на твердость *HRC* 50, приведены в табл. 2. На рис. 1 показана поверхность наплавленных образцов после испытаний на термическую стойкость.

Лучшие показатели термической стойкости имел наплавленный металл типа хромвольфрамо-

молибденовой стали со сравнительно небольшим содержанием вольфрама.

Микроструктура наплавленного металла исследована до и после испытаний на термическую стойкость. При этом для более полного развития трещин разгара количество циклов нагрев–охлаждение для всех образцов довели до 200. Микроструктуру металла после наплавки исследовали в последнем наплавленном слое, а после испытаний термостойкости — в зоне термоциклирования (расположения трещин разгара) на расстоянии примерно 10...20 мкм от поверхности наплавленного слоя.

Микроструктура наплавленного металла обоих типов до и после испытаний показана на рис. 2, а при небольшом увеличении в зоне трещин разгара — на рис. 3.

Металл 30X4B2M2ФС непосредственно после наплавки имел мелкоигольчатую мартенситно-бейнитную структуру с твердостью *HV* 5140...6060 МПа, по границам полигонизации зафиксированы выделения остаточного аустенита и незначительное количество эвтектики (рис. 2, а). После термоциклирования в зоне изнашивания обнаружены трещины (рис. 3) и структурные изменения, свидетельствующие о коагуляции и сфероидизации карбидов (рис. 2, б), а также распад мартенсита и частичный распад эвтектики по границам полигонизации, что привело к снижению твердости до *HV* 3830...4010 МПа.

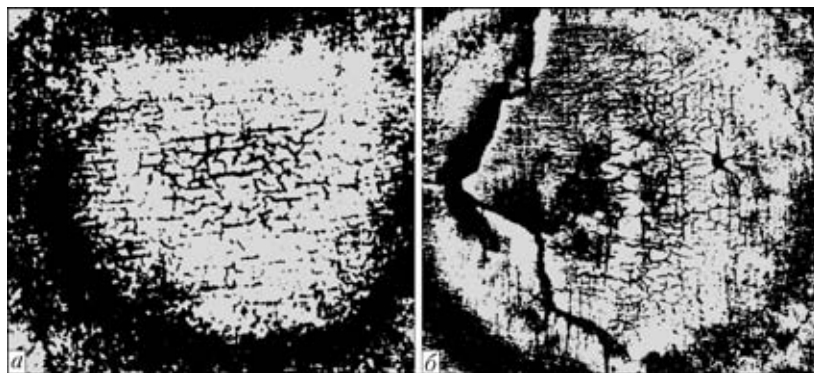


Рис. 1. Внешний вид образцов после испытаний на термическую стойкость наплавленного металла: а — 30X4B2M2ФС; б — 35B9X3ГСФ

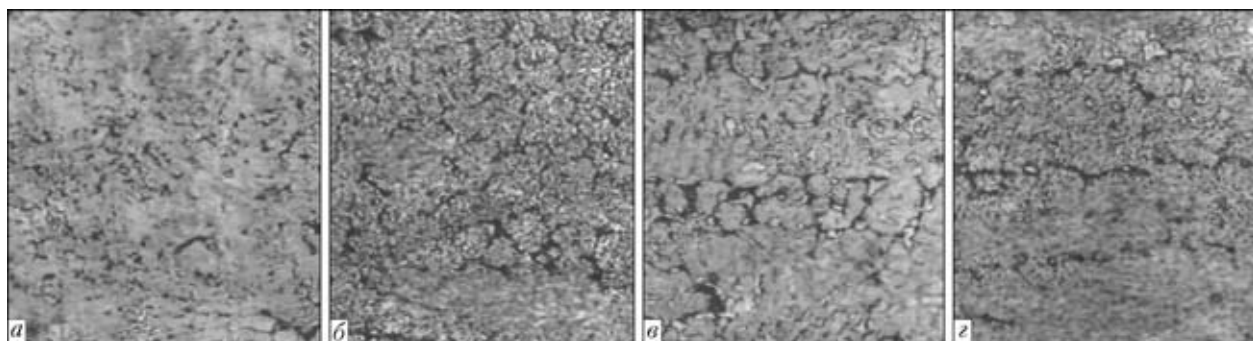


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 400$) наплавленного металла 30X4B2M2ФС (а, б) и 35B9X3ГСФ (в, г) до (а, в) и после (б, г) испытаний на термическую стойкость

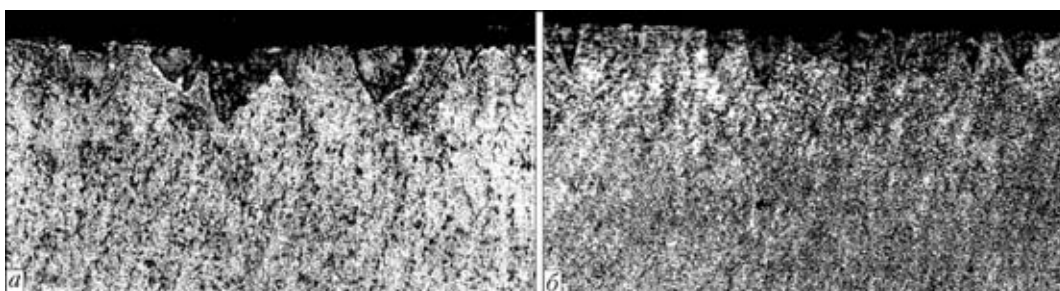


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 100$) наплавленного металла 30X4B2M2ФС (а) и 35B9X3ГСФ (б) в зоне термоциклирования

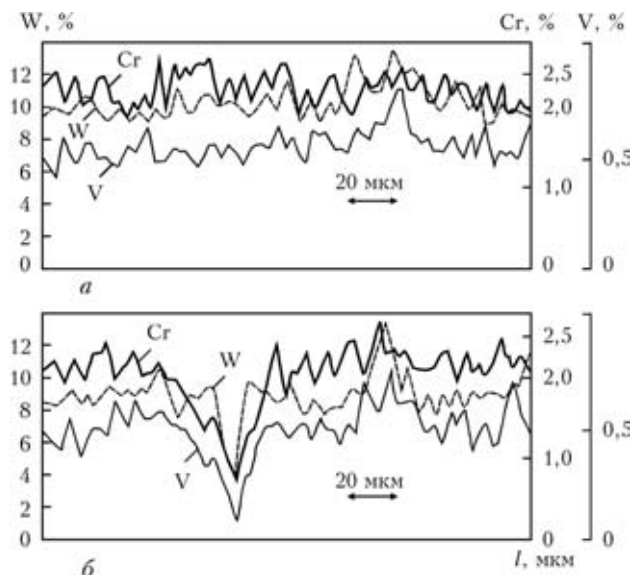


Рис. 4. Распределение легирующих элементов в наплавленном металле 35B9X3ГСФ до (а) и после (б) испытаний на термическую стойкость

Примерно такая же картина отмечена и у наплавленного металла 35B9X3ГСФ. После наплавки зафиксирована мартенситная структура матрицы с микротвердостью HV 5140 МПа, а по границам полигонизации обнаружены выделения остаточного аустенита и незначительное количество эвтектики (см. рис. 2, в). После испытаний на термическую стойкость отмечен распад мартенситной составляющей (HV 3090 МПа), при этом сохранились небольшие участки остаточного аустенита (см. рис. 2, г).

Исследования микроструктуры показали, что в результате многократного нагрева и охлаждения (термоциклирования) в поверхностном слое наплавленного металла происходят структурные изменения, приводящие к его разупрочнению. Это подтвердили и результаты рентгеноструктурного анализа фазового состава. Например, в металле типа 35B9X3ГСФ после термоциклирования содержание α -фазы увеличивалось от 84 до 87 % вследствие появления ферритной составляющей. При этом напряжение сжатия II рода возросло от $-0,27$ до $-0,44$ ГПа.

Проведено микрорентгеноспектральное исследование на анализаторе «Camebax SX50» распределения основных легирующих элементов в структуре наплавленных образцов до и после испытаний на термическую стойкость на глубине

до 20 мкм от поверхности наплавки параллельно ей в автоматическом режиме с интервалом 2...99 мкм вдоль фронта сетки трещин разгара. На рис. 4 приведены результаты исследований наплавленного металла типа 35B9X3ГСФ. Распределение основных легирующих элементов в наплавленном металле было практически равномерным (рис. 4, а) и оставалось примерно таким же и после испытаний на термическую стойкость, за исключением одного момента — в зоне трещины термической усталости отмечено резкое снижение содержания легирующих элементов (рис. 4, б), вероятно, из-за их окисления.

Примерно такой же характер распределения легирующих элементов (до и после испытаний) зафиксирован и в наплавленном металле типа 30X4B2M2ФС.

По-видимому, температурно-временные параметры выбранной методики испытаний на термическую усталость наплавленного металла не приводят к диффузии основных легирующих элементов исследуемых типов наплавленного металла.

Таким образом, в результате многократного нагрева и охлаждения в поверхностном слое наплавленного металла типа инструментальных штамповых сталей хотя и не зафиксирована диффузия основных легирующих элементов, но отмечены изменения структуры, приводящие к разупрочнению наплавленного металла.

1. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Metallurgizdat, 1961. — 421 с.
2. Тылкин М. А. Повышение долговечности деталей металлургического оборудования. — М.: Металлургия, 1971. — 608 с.
3. Рябцев И. А., Кондратьев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Екотехнологія, 1999. — 62 с.
4. Рябцев И. А. Наплавка деталей машин и механизмов. — Киев: Екотехнологія, 2004. — 160 с.
5. Дульнев Р. А., Котов П. И. Термическая усталость металлов. — М.: Машиностроение, 1980. — 200 с.
6. Баландин Ю. Ф. Термическая усталость металлов в судовом энергомашиностроении. — Л.: Судостроение, 1967. — 272 с.
7. Тылкин М. А., Яловой Н. И., Полухин П. Т. Температура и напряжения в деталях металлургического оборудования. — М.: Высш. шк., 1970. — 427 с.
8. Термопрочность деталей машин / И. А. Биргер, Б. Ф. Шорр, И. В. Демьянушко и др. — М.: Машиностроение, 1975. — 455 с.
9. Рябцев И. И., Черняк Я. П., Осин В. В. Блочная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. — 2004. — № 1. — С. 18–20.

The effect of high-temperature cyclic loads on heat resistance, structure and microscopic chemical heterogeneity of deposited metal of the type of heat-resistant die steels was investigated. Despite the fact that no diffusion of the main alloying elements was detected during the testing process, it showed that structure of deposited metal experienced changes leading to its weakening.

Поступила в редакцию 03.01.2012



УДК 621.791.927.535

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛИ ТИПА 316 ПРИ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОЙ КОЛЬЦЕВОЙ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКЕ ЖИДКИМ МЕТАЛЛОМ

А. А. ПОЛИШКО, канд. техн. наук, **Л. Б. МЕДОВАР**, **В. Я. САЕНКО**, доктора техн. наук,
С. Н. СТЕПАНИЮК, **А. Ю. ТУНИК**, кандидаты техн. наук,
И. Н. КЛОЧКОВ, **И. В. БЕРЕЗИН**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены результаты металлографических исследований структуры, химического состава и физико-механических свойств двухслойного модельного слитка из высоколегированной стали типа 316 (AISI), полученного в лабораторных условиях способом укрупнения последовательной кольцевой электрошлаковой наплавкой жидким металлом.

Ключевые слова: электрошлаковое наплавление, жидкий металл, модельный двухслойный слиток, высоколегированная сталь, микроструктура, физико-механические свойства

Надежность и срок службы современных машин и механизмов во многом определяются качеством их отдельных деталей. Особые требования предъявляются к деталям машин ответственного назначения, эксплуатируемым в тяжелых и предельно тяжелых условиях при повышенных и высоких температурах (роторы и диски паровых и газовых турбин). Выполнение этих требований приводит к усложнению химического состава металлов и сплавов, вызывает необходимость повышения качества металла заготовок. Особое значение сегодня приобретают прочностные и пластические свойства литого металла [1].

С помощью традиционных способов не всегда можно получать изделия требуемого качества, особенно это касается крупных слитков из высоколегированных сталей и сплавов, поскольку

имеются существенные ограничения по диаметру слитка в связи с риском образования дефектов ликвационного происхождения [2].

В этом случае явное преимущество имеет электрошлаковая технология, позволяющая получать металл с высокими значениями плотности, физической и химической однородности, изотропности свойств, равномерным распределением неметаллических включений, отличающийся высоким уровнем чистоты и мелкодисперсным строением. Все это важно для деталей ответственного назначения, эксплуатируемых в тяжелых условиях, когда требуются стабильно высокие значения физических и механических свойств.

Широкие возможности для формирования требуемых структуры и свойств крупных слитков из высоколегированных сталей типа 316 открывает применение одной из разновидностей электрошлаковых технологий — последовательного кольцевого электрошлакового наплавления жидким металлом (ЭШНУ ЖМ) с целью укрупнения слит-

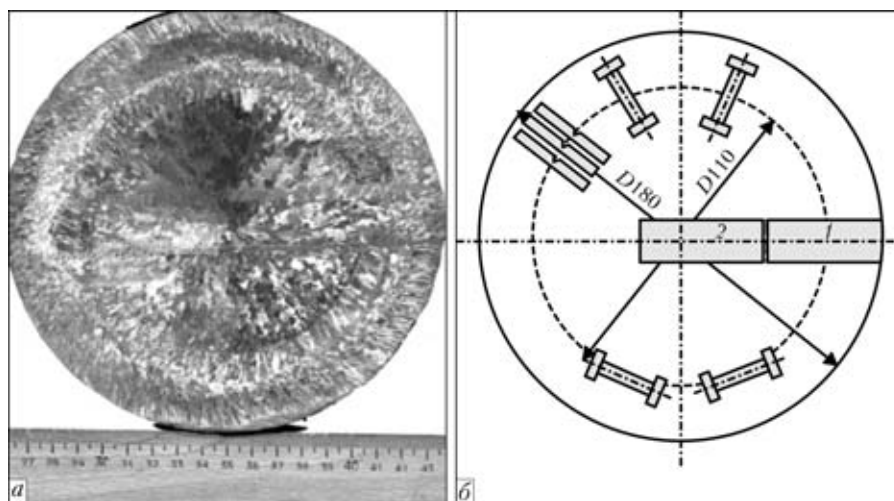


Рис. 1. Макроструктура поперечного темплетта модельного двухслойного слитка после ЭШНУ ЖМ (сталь 316 + сталь 316) (а) и схема вырезки образцов (1, 2) для дальнейших исследований (б)

© А. А. Полишко, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко, С. Н. Степаниук, А. Ю. Туник, И. Н. Клочков, И. В. Березин, 2012



Таблица 1. Химический состав модельного двухслойного слитка в зоне сплавления слоев, мас. %

Объект исследования	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Mo	Nb	P	S
Наплавленный слой	0,059	1,13	0,31	15,6	11,9	0,20	2,2	0,20	0,027	0,006
	0,069	1,02	0,15	15,5	12,0	0,21	2,2	0,23	0,029	0,005
	0,058	1,13	0,32	15,5	11,6	0,21	2,2	0,20	0,027	0,006
	0,065	1,00	0,15	15,3	11,7	0,21	2,2	0,22	0,033	0,005
Центральный слиток	0,052	1,20	0,43	16,3	11,7	0,21	2,2	0,19	0,022	0,011
	0,073	1,03	0,16	15,9	12,1	0,23	2,2	0,23	0,029	0,005
	0,044	1,17	0,41	16,3	11,4	0,21	2,2	0,19	0,023	0,010
	0,069	1,01	0,15	15,6	12,1	0,21	2,2	0,23	0,028	0,005

ков. Применение ЭШНУ ЖМ позволяет существенно уменьшить сечение и объем кристаллизующегося металла, последовательно наплавляемого на укрупняемый слиток и, таким образом, ослабить развитие ликвационных процессов в каждом наплавляемом слое [3–5].

В настоящей работе представлены результаты металлографических исследований структуры и свойств двухслойного модельного слитка диаметром 110...180 мм из высоколегированной стали типа 316 (10X17H14M2), полученного в лабораторных условиях способом последовательного кольцевого ЭШНУ ЖМ.

После выплавки модельного слитка для проведения дальнейших исследований из него вырезали поперечный темплет (рис. 1, а).

Макроструктура поперечного темплета отличалась однородным и плотным строением (рис. 1, а) без дефектов усадочного и ликвационного характера. Толщина напавленного слоя в поперечном сечении модельного слитка ЭШНУ ЖМ была практически одинаковой.

Химический состав металла определяли методом спектрального анализа (ГОСТ 9717–75). С помощью эмиссионного спектрального анализа на дифракционном фотометрическом спектрометре исследовали распределение элементов в поперечном сечении модельного слитка в зоне сплавления слоев металла аналогичного химического состава. Изучали зоны со стороны напавленного слоя и центрального слитка по четырем точкам с каждой

стороны. Полученные результаты представлены в табл. 1.

Как видно из табл. 1, распределение элементов в поперечном сечении модельного двухслойного слитка практически равномерное с небольшим разбросом в пределах допустимой погрешности измерений до 2 %.

Металлографические исследования с помощью металлографического микроскопа «Неофот-32», оснащенного приставкой для цифрового фотографирования травленных шлифов (раствор хромовой кислоты H_2CrO_4) в соответствии со схемой вырезки (см. рис. 1, б), показали, что микроструктура металла зоны сплавления двухслойного модельного слитка аустенитная с ориентацией кристаллитов, присущей поликристаллическим материалам с дендритной формой кристаллов как со стороны центрального слитка (по линии сплавления), так и в напавленном слое (рис. 2).

Образцы для исследований физико-механических свойств были вырезаны из металла модельного двухслойного слитка после ЭШНУ ЖМ в поперечном сечении на двух уровнях по высоте слитка в радиальном и тангенциальном направлениях (см. рис. 1, б).

Испытания на статическое (кратковременное) растяжение производили в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84 на сервогидравлической испытательной машине MTS 318.25 (США) с максимальным усилием 250 кН. Результаты обрабатывали с помощью программного обеспечения

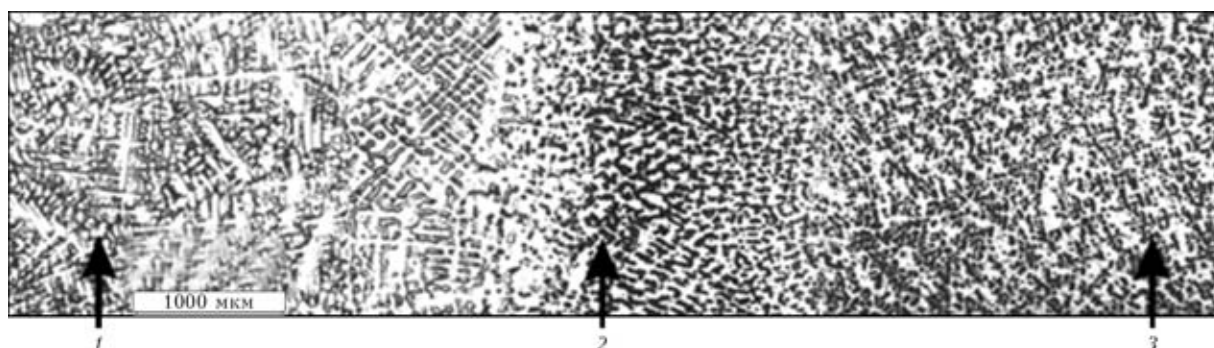


Рис. 2. Микроструктура зоны сплавления металла модельного двухслойного слитка: 1 — напавленный слой; 2 — зона сплавления; 3 — центральный слиток

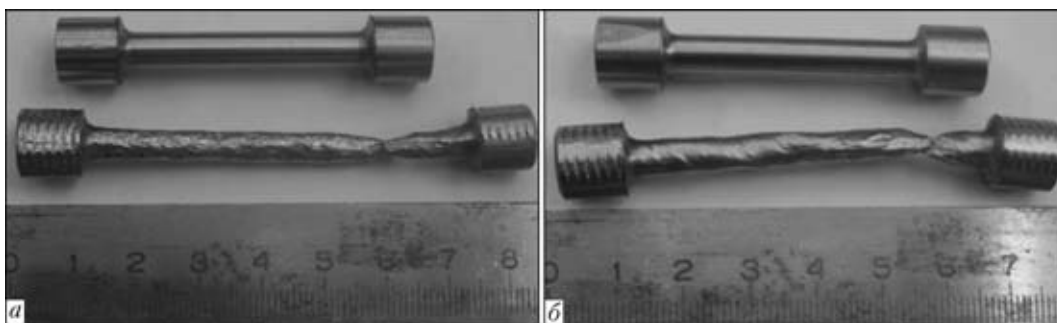


Рис. 3. Образцы металла модельного слитка из стали типа 316 до и после испытаний на статическое (кратковременное) растяжение в тангенциальном (а) и радиальном (б) направлениях

TestWorks4 фирмы MTS. Погрешность полученных результатов составляла $\pm 0,5\%$, в то время как по ГОСТ 1497–84 она может достигать 1 %.

Испытания на ударный изгиб для определения ударной вязкости KCV проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 9454–78 на образцах с острым надрезом (концентратором напряжений) посередине одним ударом маятникового копра. Надрез на образцах выполнен на расстоянии 2 мм от линии сплавления в зоне термического влияния. Эксперименты производили на маятниковом пневматическом копре типа 2130-КМ-03 с номинальной потенциальной энергией маятника 300 Дж при температуре 20 °С (табл. 2 и рис. 3, 4). Результаты исследований показали стабильно высокий уровень прочностных характеристик металла зоны сплавления модельного слитка, а также однородность свойств металла как по сечению в тангенциальном и радиальном направлениях, так и по высоте на двух уровнях.

Следует отметить, что авторы данной статьи изучали физико-механические свойства на литом металле модельного двухслойного слитка из стали типа 316, в то время как во всех марочниках сталей и сплавов приведены данные для деформированного металла. Поэтому для нас важным является сравнение полученных результатов для литого и деформированного металлов.

Были исследованы поверхности изломов образцов после испытаний на статическое растяжение и ударный изгиб с применением сканирующего электронного микроскопа JSM-35CF фирмы «JEOL» (Япония) и рентгеновского спектрометра



Рис. 4. Образцы металла модельного двухслойного слитка из стали типа 316 после испытаний на ударный изгиб

с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments»), Великобритания.

Фрактографический анализ (рис. 5) показал ямочный излом, подтверждающий вязкий характер разрушения, что свидетельствует о высоком качестве зоны сплавления металла модельного двухслойного слитка после ЭШНУ ЖМ.

Выявлены структурная однородность металла зоны сплавления модельного двухслойного слитка, отсутствие дефектов усадочного и ликвационного характеров, а также формирование однородной структуры. Характерна изотропность прочностных характеристик и высокий уровень ударной вязкости KCV литого металла (240...298 Дж/см²), тогда как для деформированного металла нормативный уровень ударной вязкости KCV составляет 182...312 Дж/см².

Т а б л и ц а 2. Физико-механические характеристики металла поперечных образцов модельного двухслойного слитка из стали типа 316

Направление вырезки образцов из слитка	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ , %	KCV , Дж/см ²	k_{σ_n}	k_{σ_T}	k_{δ}
Тангенциальное	491,0	201,5	55,0	—	0,98	1,01	1,05
Радиальное	502,4	198,8	52,5	240...298*	0,98	1,01	1,05
Требования «Metals Handbook 9th edition» (American Society for Metals) для деформированного металла	480,0	170,0	40,0	182...312	—	—	—

Примечания. 1. Приведены средние значения σ_b , σ_T , δ . 2. Коэффициенты анизотропии k_{σ_n} , k_{σ_T} , k_{δ} равны отношению значений показателей образцов, вырезанных в тангенциальном и радиальном направлениях. * Значения KCV получены для образцов после испытаний литого металла с надрезом в зоне термического влияния на расстоянии 2 мм от линии сплавления.

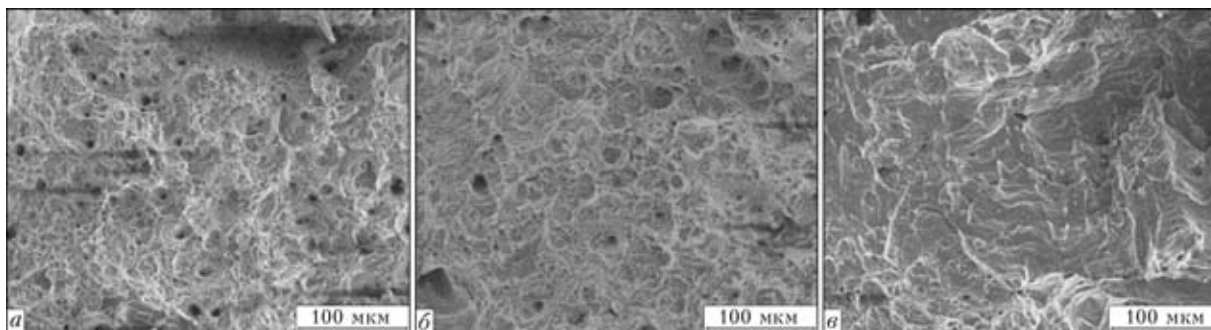


Рис. 5. Фрактограммы поверхностей разрушений образцов, вырезанных в радиальных (а) и тангенциальных (б) направлениях, после испытаний на статическое (в) и ударный изгиб КСЧ (г)

Полученные результаты исследования особенностей формирования структуры и свойств высоколегированной стали показывают высокий уровень и изотропность физико-механических свойств литого металла модельного слитка после последовательного кольцевого ЭШНУ ЖМ без последующей высокотемпературной термической обработки, обычно применяемой после электрошлаковой сварки. Это свидетельствует о перспективности применения данного способа для укрупнения слитков из высоколегированных сталей и сплавов.

1. *Электрошлаковый металл* / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1981. — 680 с.

2. *Неметаллические включения и дефекты в электрошлаковом слитке* / С. Е. Волков, А. Е. Волков, Ю. И. Забалуев, Г. А. Буряковский. — М.: Металлургия, 1979. — 135 с.

3. *Оцінка можливостей отримання круглих сталних зливок вагою 60 т на базі 20-тонної печі ЕШП* / Г. О. Полішко, О. Г. Ремезов, М. Т. Шевченко та ін. // 36. робіт студентів і випускників кафедри ФХОТМ «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра», присвячений 30-річчю кафедри ФХОТМ ІФФ НТУУ «КПІ». — К.: Політехніка, 2007. — С. 17–25.

4. *Новый технологический процесс получения сверхкрупных стальных слитков способом ЭШН ЖМ* / Б. Е. Патон, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 1. — С. 3–7.

5. *Пат. 94333 Україна, МПК⁵¹ В 22 D 19/16, С 22 В 9/18, В 23 К 25/00 С 23 С 6/00*. Спосіб виготовлення великотоннажного металевого зливка / Л. Б. Медовар, Г. П. Стовпченко, В. Я. Саенко та ін. — Опубл. 26.04.2011, Бюл. № 8.

The paper gives the results of metallographic investigations of the structure, composition and physico-mechanical properties of two-layer model ingot from high-alloyed steel of 316 type (AISI) produced under laboratory conditions by successive circular electroslag cladding.

Поступила в редакцию 28.11.2011

Двенадцатая международная конференция «ЭФФЕКТИВНОСТЬ РЕАЛИЗАЦИИ НАУЧНОГО, РЕСУРСНОГО И ПРОМЫШЛЕННОГО ПОТЕНЦИАЛА В СОВРЕМЕННЫХ УСЛОВИЯХ»

13-17 февраля 2012 г.

п. Плавье, Карпаты

В рамках конференции состоятся семинары:

- Современные технологии ремонтно-восстановительных работ в промышленности
- Композиционные материалы. Оборудование. Инструменты. Оснастка. Технологии. Наноматериалы и нанотехнологии
- Методы и средства неразрушающего контроля и технической диагностики в промышленности
- Перспективы развития автомобильной отрасли. Строительные материалы
- Теоретические и прикладные проблемы трибологии. Защита материалов от коррозии
- Горнодобывающая промышленность: технология, оборудование, безопасность и экология

<http://www.conference.kiev.ua>



ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ ЗАЩИТНОЙ НАСАДКИ ПРИ ПЛАЗМЕННОМ НАПЫЛЕНИИ

А. П. МУРАШОВ, канд. техн. наук, А. П. ГРИЩЕНКО, Н. В. ВИГИЛЯНСКАЯ,
А. Н. БУРЛАЧЕНКО, И. А. ДЕМЬЯНОВ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Установлено, что применение защитной насадки позволяет увеличить среднюю скорость напыляемых частиц на 25 %, улучшить прогрев частиц, снижает необходимую удельную энергию процесса напыления на 20 % за счет увеличения высокотемпературной зоны плазменной струи. Покрытия, полученные с насадкой, содержат меньше оксидов (на 10 %), содержание пор меньше в 4 раза, прочность сцепления с основой повышается на 20 %.

Ключевые слова: плазменное напыление, плазменная струя, насадка, свойства покрытий, коэффициент использования материала, планирование эксперимента

При нанесении покрытий плазменной струей в открытой атмосфере на формирование покрытия влияет «подмешивание» газов окружающей среды в струю. Начальный участок струи, отсчитываемый от сопла плазматрона диаметром d_0 до границы $H-H$, характеризуется постоянными значениями скорости u_0 и температуры потока, а также равенством их начальным значениям вплоть до x_0 (рис. 1) [1]. Кроме того, в отличие от обычных в плазменной струе на начальном участке интенсивно выделяется энергия ионизации и диссоциации, иногда наблюдается вынос электрического тока и дополнительное выделение энергии, турбулизация потока за счет процессов крупно- и мелкомасштабного шунтирования дуги. В связи с электромагнитным сжатием ионизированного газа в электрической дуге статическое давление на начальном участке не равно нулю, поэтому у среза сопла резко расширяется струя, зависящая от формы выходной части сопла. Начиная от среза сопла, в периферийной области струи формируется зона смешения, в которой происходит радиальный перенос импульса и энергии, а параметры плазменной струи непрерывно изменяются от их начальных значений до значений в окружающей среде. Таким образом, за пределами начального участка до границы $II-II$ формируется переходный участок струи и далее основной. Уменьшается температура и скорость плазменной струи в результате разбавления ее холодным воздухом, что ухудшает прогрев напыляемого материала. Уже на начальном участке активно взаимодействуют напыляемый материал и компоненты атмосферы (O_2 , N_2). Например, для стандартного плазматрона УМП-4 на расстоянии

двух-трех d_0 концентрация аргона в струе составляет 50 %, а в зоне, где взаимодействуют напыляемые частицы с поверхностью детали 70...100 мм ($10d_0...15d_0$), концентрация аргона — 20 %. Это приводит к образованию в покрытиях включений оксидов и нитридов, ухудшающих свойства покрытий (образованию пор, трещин, отслоений) [2, 3].

Для предотвращения процессов подмешивания компонентов атмосферы в струю используют методы плазменного напыления в защитной среде нормального давления (APS), в разреженной контролируемой атмосфере (VPS), под слоем жидкости (WPS) и в контролируемой атмосфере повышенного давления (HPPS) [3–6], а также системы с местной защитой [3, 7–10].

С помощью систем местной защиты зоны плазменного напыления путем применения насадок могут быть решены следующие задачи:

увеличение высокотемпературной зоны плазменной струи (ограничением подмешивания холодного газа окружающей среды) и сосредоточение напыляемого материала в центральной части, что приводит к более эффективному нагреву напыляемого материала и более рациональному использованию энергии плазменной струи;

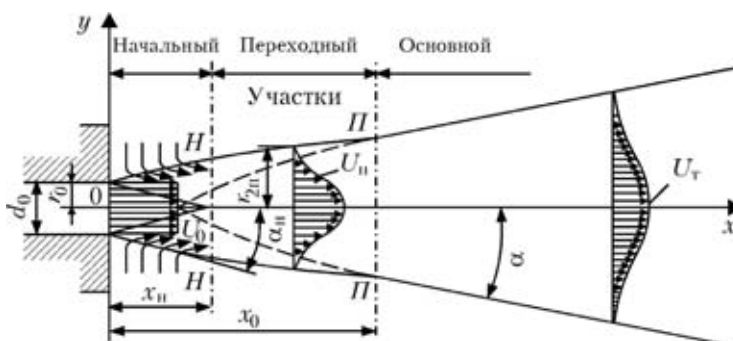


Рис. 1. Принципиальная схема плазменного напыления свободно расширяющейся плазменной струей



снижение процесса окисления, обусловленного протеканием реакций напыляемого материала с активными компонентами окружающей среды (O_2 , N_2).

Целью настоящей работы являлась оценка эффективности применения защитной насадки при плазменном напылении на повышение качества покрытий путем совершенствования нагрева и ускорения частиц порошка при напылении и защиты напыляемого материала от воздействия на него окружающей среды (O_2 , N_2).

Для оценки влияния защитной системы на свойства покрытий проводили эксперименты по плазменно-дуговому напылению покрытий с применением защитной насадки и без нее на установке плазменного напыления УПУ-8М с использованием термореагирующего порошка марки ПТ-НА-01 (95 мас. % Ni — 5 мас. % Al) фракции + 40...– 60 мкм [11].

Эффективность нагрева частиц определяли путем оценки их внешнего вида после затвердевания при соударении с поверхностью стеклянной пластинки (сплет-тест). Напыление проводили с насадкой и без насадки при разной удельной энергии процесса

ведет к формированию крупных пор). При силе тока 500 А частица полностью расплавлена. При напылении с насадкой частица оказалась полностью расплавленной уже при силе тока 400 А.

Таким образом, применение насадки позволило снизить необходимую удельную энергию процесса напыления покрытия с использованием порошка Ni–5Al с 5,2 до 4,2 кВт·ч/м³ (на 20 %), что является результатом увеличения протяженности высокотемпературной зоны плазменной струи.

Измерение скорости движения напыляемых частиц в плазменной струе на расстоянии 140 мм от среза сопла с использованием прибора ИССО-1 показало, что при напылении порошком ПТ-НА-01 с применением насадки скорость частиц составляет около 120 м/с, что на 25 % выше, чем достигаемая скорость частиц при напылении без насадки (95 м/с).

Оптимизацию режимов напыления проводили методом математического планирования эксперимента [13], а в качестве параметра оптимизации брали коэффициент использования материала (КИМ), который определяли при напылении на плоскую поверхность (250×250×1,2 мм) для каждого варианта напыления (с насадкой и без).

$$\varepsilon = \frac{U\eta}{V_{п.г}},$$

где U — напряжение, В; I — сила тока, А; η — КПД плазмотрона; $V_{п.г}$ — расход плазмообразующего газа, м³/ч.

Значение ε изменяли путем изменения силы тока (300, 400, 500 А). В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, расход которого составлял 1,38 м³/ч, напряжение на дуге 30 В, КПД плазмотрона 53% при токе 300 А, 48 % при токе 400 А и 47 % при токе 500 А (определяли с помощью программы CASPSP [12]). В этих условиях удельная энергия напыления изменялась от 3,5 до 4,2 и до 5,2 кВт·ч/м³.

Напыление проводили на стеклянные пластинки размером 50×30×3 мм. Вид сплетов, напыленных без насадки (рис. 2), показал, что при силе тока 300 А частицы не расплавились и отскочили от поверхности, при 400 А частица расплавлена не полностью (расплавлена оболочка, но ядро твердое; увеличение количества не полностью расплавленных частиц в покрытии

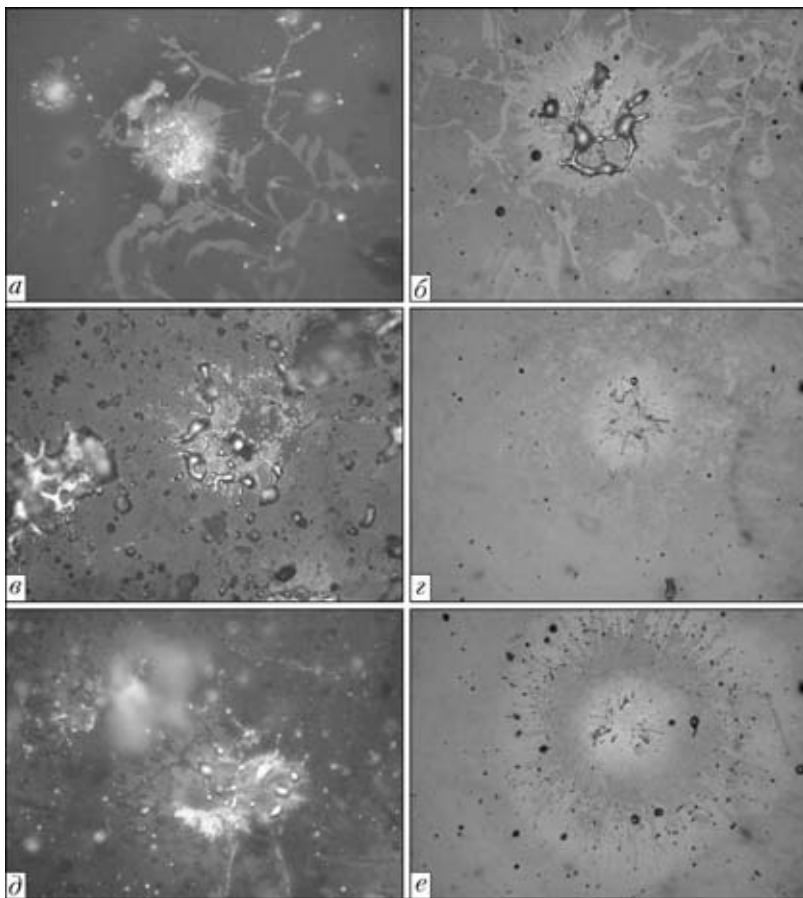


Рис. 2. Сплеты частиц порошка ПТ-НА-0,1, напыленные плазменно-дуговым методом без насадки (а, в, д) и с насадкой (б, з, е), при токах 300 (а, б), 400 (в, з), 500 А (д, е)



Т а б л и ц а 1. Матрица дробного (2^{4-1}) факторного плана экспериментов

№ опыта	I, A	$V_{п.г}, м^3/ч$	$H, мм$	Ar/N_2
1	+	+	+	+
2	+	+	–	–
3	+	–	+	–
4	+	–	–	+
5	–	+	+	–
6	–	+	–	+
7	–	–	+	+
8	–	–	–	–
9	0	0	0	0

Массу напыленного покрытия и расходуемого порошка оценивали с помощью весов марки EMB 200-2 фирмы «KERN» с точностью измерения $\pm 0,01$ г.

В табл. 1 приведена матрица дробного (2^{4-1}) факторного плана экспериментов по определению КИМ. В качестве изменяемых факторов выбрали значения силы тока, расхода плазмообразующего газа, состава плазмообразующего газа, дистанции напыления H , которые наиболее существенно влияют на характер процесса напыления [14]. Кроме указанных изменяемых факторов напыления, в качестве постоянных были приняты следующие: расход порошка 32 г/мин; время напыления 15 с; расход транспортирующего газа 0,21 м³/ч.

Пределы изменения факторов выбраны на основании опыта напыления указанным порошком и характеристик оборудования для напыления. Граничные значения факторов указаны в табл. 2.

В табл. 3 приведены значения КИМ при плазменно-дуговом напылении с и без насадки.

По результатам эксперимента в условиях без насадки (табл. 3) составлено уравнение регрессии для зависимости КИМ от факторов напыления:

Т а б л и ц а 2. Граничные значения факторов плазменного напыления порошком ПТ-НА-01

Уровень	I, A	$V_{п.г}, м^3/ч$	$H, мм$	Ar/N_2
+	500	1,5	160	0,7
–	400	1,26	100	1
0	450	1,38	130	0,85

$$\text{КИМ} (\%) = 48,1 + 0,045I - 6,46V_{п.г} - 2,08H + 1,8(Ar/N_2).$$

Определение режима напыления с насадкой с максимальным значением КИМ при использовании порошка ПТ-НА-01 проводили аналогично. В этом случае уравнение регрессии для зависимости КИМ от факторов напыления имеет вид

$$\text{КИМ} (\%) = 72,9 - 0,148I - 5,1V_{п.г} - 0,16H + 92,5(Ar/N_2).$$

В результате анализа результатов эксперимента (табл. 3) установлено, что без использования насадки наибольшее значение КИМ достигается при режиме № 6, который обеспечивает максимальное количество расплавленных напыляемых частиц и меньшее количество перегретых частиц, наличие которых ведет к потерям на испарение и разбрызгивание расплава частиц.

С использованием насадки максимальный КИМ был получен при режиме № 4, который отличается от режима № 6 меньшей силой тока (400 А вместо 500) и составом плазмообразующего газа (чистый аргон вместо смеси Ar/N_2), что совпадает с результатами описанного выше сплет-теста. Такое уменьшение удельной энергии процесса напыления для получения максимального значения КИМ в случае применения насадки объясняется увеличением высокотемпературной зоны струи и скорости частиц.

Среднее значение КИМ при использовании Ar/N_2 смеси с применением насадки увеличилось незначительно (с 51 до 53 %), тогда как при применении плазмообразующего газа аргона среднее

Т а б л и ц а 3. Значения КИМ при напылении без применения насадки и с насадкой порошком ПТ-НА-01

№ опыта	I, A	$V_{п.г}, м^3/ч$	$H, мм$	Ar/N_2	КИМ без применения насадки, %	КИМ с применением насадки, %
1	500	1,5	100	1	48	51
2	500	1,26	160	1	43	58
3	400	1,5	160	1	34	64
4	400	1,26	100	1	56	74
5	500	1,5	160	0,7	38	28
6	500	1,26	100	0,7	72	62
7	400	1,5	100	0,7	41	61
8	400	1,26	160	0,7	52	59
9	450	1,38	130	0,85	60	70

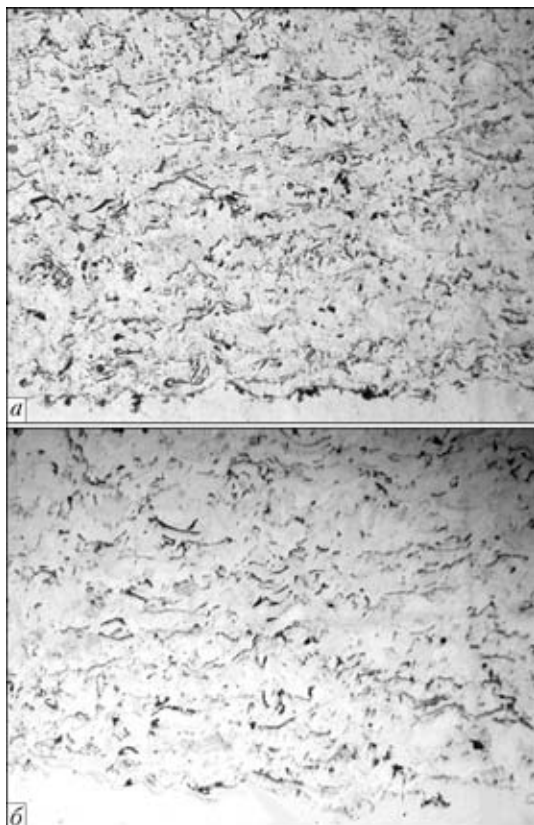


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 200$) покрытий, напыленных порошком ПТ-НА-01 без насадки (режим № 6, КИМ = 72 %) (а) и с насадкой (режим № 4, КИМ = 74 %) (б)

значение КИМ с применением насадки увеличилось с 45 до 62 % по сравнению со средним значением КИМ, полученным без применения насадки. Это связано с тем, что при напылении без насадки происходит разбавление низкоэнтальпийной (при плазмообразующем газе аргоне) плазмы воздухом, что приводит к резкому снижению ее температуры и уменьшению высокотемпературной зоны. Применение насадки и введение высокоэнтальпийного плазмообразующего газа N_2 позволяет получить протяженную зону высоких температур.

На рис. 3 приведены микроструктуры покрытий, напыленных порошком ПТ-НА-0,1 с применением и без применения насадки, при режимах с максимальным значением КИМ. Структура покрытий состоит из расплавленных частиц в виде ламелей. По границам частиц, кроме пор, расположены оксиды, равномерно размещенные по сечению покрытия и имеющие более светлый цвет по сравнению с порами. Это позволило их выделить и оценить степень окисления материала покрытия.

Анализируя приведенные структуры покрытий, полученных при режимах с максимальным значением КИМ, можно сделать вывод о соответствии выбранных режимов напыления процессу получения покрытий из полностью расплавленных частиц порошка, которые при соударении

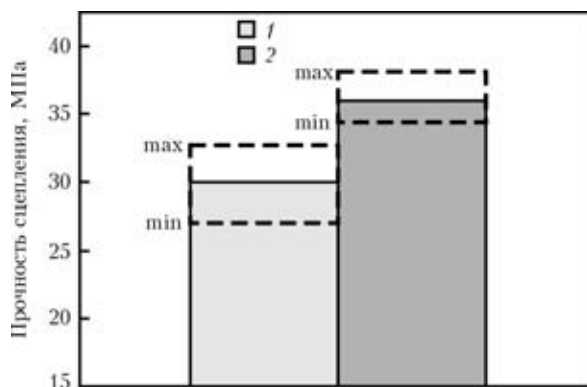


Рис. 4. Прочность сцепления покрытий, полученных при напылении без насадки (2) и с насадкой (1) порошком ПТ-НА-01

с поверхностью образуют ламели. Покрытие, полученное напылением без использования насадки, имеет пористость 0,4 % и содержание оксидов 5 %.

При применении насадки пористость покрытия составляет 0,1 %, содержание оксидов — 4,5 %.

Прочность сцепления покрытий с основой на отрыв оценивали клеевым методом согласно ГОСТ-14760-69 и ASTM C 633-79 на разрывной машине Р-50 (максимальная нагрузка 50 кН). Одновременно для каждого варианта проводили напыление четырех образцов на режимах напыления с максимальным значением КИМ. Толщина покрытий составляла $0,25 \pm 0,03$ мм.

Прочность сцепления покрытий, напыленных без использования насадки, составила $30 \pm 3,3$, а с насадкой — $36 \pm 2,8$ МПа. Характер разрушения покрытий, полученных с применением и без насадки, отличался. Если покрытия, напыленные без насадки, разрушались по границе с основой, то покрытия, напыленные с насадкой, разрушались по клею, что свидетельствует о фактически более высокой прочности сцепления покрытия с основой, чем зафиксированное значение. Таким образом, при напылении с насадкой прочность сцепления покрытий с основой увеличивается не менее чем на 20 % (рис. 4).

Заключение. Применение защитной насадки увеличивает среднюю скорость напыляемых частиц порошка ПТ-НА-0,1 на 25 %, улучшает прогрев его частиц, снижает необходимую удельную энергию процесса напыления на 20 % за счет увеличения протяженности высокотемпературной зоны плазменной струи. Покрытия, полученные напылением с применением насадки, содержат оксидов на 10 % меньше (5 и 4,5 % соответственно), пористость снижается в 4 раза (с 0,4 до 0,1 %), прочность сцепления с подложкой повышается на 20 % (с $30 \pm 3,3$ до $36 \pm 2,8$ МПа).

1. Донской А. В., Клубник В. С. Электроплазменные процессы и установки в машиностроении. — Л.: Машиностроение, 1979. — 221 с.



2. *Физика и техника низкотемпературной плазмы* / С. В. Дресвин, А. В. Донской, В. М. Гольдфарб, В. С. Клубникин. — М.: Атомиздат, 1972. — 352 с.
3. *Получение покрытий высокотемпературным распылением* / Под ред. И. К. Дружинина, В. В. Кудинова. — М.: Атомиздат, 1973. — 312 с.
4. *Бобров Г. В., Ильин А. А.* Нанесение неорганических покрытий. — М.: Интермет Инжиниринг, 2004. — 624 с.
5. *Lugscheider E.* The family of plasma spray processes — present status and future prospects // Proc. First plasma-tech. symp., Lucerne, 1988. — Vol. 1. — P. 23–48.
6. *Lugshheider E., Rass E., Nicoll A. R.* Underwater plasma spraying // Proc. 2nd plasma-tech. symp., Lucerne, Switzerland, 5–7 June 1991. — Vol. 1. — P. 213–219.
7. *Borisov Yu., Chernyshov A., Korzhik V.* Structure and parameters of heterogeneous plasma jets shielded by water flow // Ibid. — P. 75–84.
8. *Houben J. M., Zaat J. H.* Shielded open air plasma spraying of reactive materials // Proc. of the 8th Intern. thermal spray conf., Miami Beach, Florida. — 1976. — P. 78–85.
9. *Балдаев Л. Х., Борисов В. Н., Вахалин В. А.* Газотермическое напыление: Уч. пособие. — М.: Маркет ДС, 2007. — 344 с.
10. *Кудинов В. В., Косолапов А. Н., Пекиев П. Ю.* Насадки для создания местной защиты при плазменном напылении // Изв. СО АН СССР. Сер. техн. наук. — 1987. — С. 69–75.
11. *Применение защитного насадка при газотермическом напылении квазикристаллических покрытий* / А. П. Мурашов, И. А. Демьянов, А. П. Грищенко // Автомат. сварка. — 2009. — № 4. — С. 55–56.
12. *Компьютерное моделирование процесса плазменного напыления* / Ю. С. Борисов, И. В. Кривцун, А. Ф. Мужиченко и др. // Там же. — 2000. — № 12. — С. 42–51.
13. *Бондарь А. Г.* Математическое моделирование в химической технологии. — Киев: Вища шк., 1973. — 280 с.
14. *Петров С. В., Карп И. Н.* Плазменное газоздушное напыление. — Киев: Наук. думка, 1993. — 495 с.

It was established that the use of the protective nozzle provides a 25 % increase in average velocity of the spraying particles, improves heating of the particles, and decreases the required specific energy of the spraying process by 20 % due to extension of the high-temperature zone of the plasma jet. The content of oxides in the coatings deposited by using the nozzle is 10 % lower, the content of pores in them is 4 times lower, and the coating to substrate adhesion strength is 20 % higher.

Поступила в редакцию 05.09.2011



МЕТАЛЛУРГИЯ И МЕТАЛЛООБРАБОТКА. МАШИНОСТРОЕНИЕ-2012

Международный промышленный форум

27–29 марта 2012

Ташкент Узбекистан
ОАО НВК «Узэкспоцентр»

Среди основных разделов выставки:

- черная и цветная металлургия
- порошковая металлургия
- сырье и материалы
- оборудование и технологии
- кузнечно-прессовое, литейное и прокатное производство
- оборудование, станки и инструменты для металлообработки
- переработка ломов цветных и черных металлов
- листо- и сортообработка: резка, профилирование, гибка, сварка
- сварочные материалы, оборудование и технологии
- продукция: трубы, лист с покрытием, метизы, металлоизделия, спецстали, спецсплавы и др.
- контрольно-измерительная аппаратура
- транспорт, логистика, ИТ-технологии, страхование, лизинг

Контакты: тел./факс: +(99871) 238 57 82,
моб.: +(99893) 381 07 82
E-mail: energy@ieguzexpo.com
www.ieguzexpa.com



АГЛОМЕРИРОВАННЫЕ ФЛЮСЫ В ОТЕЧЕСТВЕННОМ СВАРОЧНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ (Обзор)

В. В. ГОЛОВКО, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Отмечен приоритет СССР в создании агломерированных (керамических) флюсов. Описаны этапы развития исследований по их совершенствованию и расширению областей применения.

Ключевые слова: дуговая сварка под флюсом, агломерированные флюсы, приоритет создания, этапы исследований

Агломерированные флюсы представляют собой склеенную связующим веществом или спеканием механическую смесь порошкообразных компонентов, которая изготовлена в виде крупки соответствующей грануляции. Каждая гранула агломерированного флюса, состоящая из прочно соединенных мелких частиц, характеризуется постоянством соотношения всех ингредиентов. Гранулы различного размера близки по удельному весу, что обеспечивает отсутствие сепарации флюса при его использовании. Этим агломерированные флюсы выгодно отличаются от других неплавленных флюсов (механических смесей).

Некоторое сходство в изготовлении гранулированных неплавленных флюсов и керамических изделий (измельчение материалов, формирование совместно со связующим веществом, последующая термическая обработка) послужило основанием для названия этих флюсов в советской научно-технической литературе и нормативной керамическими флюсами [1]. В зарубежной литературе флюсы этого типа называют агломерированными (agglomerated fluxes), а в документах Международного института сварки и ISO они классифицируются как связанные флюсы (bonded fluxes).

Приоритет разработки керамических (агломерированных) флюсов принадлежит Советскому Союзу. Предпосылкой для создания керамических флюсов послужили проведенные еще в 1937 г. в сварочной лаборатории МВТУ им. Н. Э. Баумана опыты по автоматической сварке с подачей в зону горения дуги неплавленного флюса [2]. По предложению К. К. Хренова в этих опытах впервые был использован гранулированный неплавленный флюс, изготовленный из шихты электродного покрытия. Флюс подавали в небольшом количестве и сварку проводили открытой дугой. Эта работа не получила в то время дальнейшего развития, однако, показала технологические преимущества гранулированного флюса по сравнению с порошкообразными флюсами-смесями.

Более глубокие исследования по разработке состава керамических флюсов для сварки погруженной дугой, изучению металлургических и технологических особенностей этого вида сварочных материалов, разработке технологии их изготовления и применения в СССР были начаты в 1948 г. Д. М. Кушнеревым под руководством академика К. К. Хренова на кафедре сварочного производства Киевского политехнического института, а с 1949 г. — в лаборатории электротермии Института строительной механики АН УССР.

В 1951 г. на керамические флюсы было выдано Регистрационное свидетельство Гостехники СССР № 2981-51-8 с приоритетом от 3 февраля 1951 г. на имя К. К. Хренова и Д. М. Кушнера.

Уже в первых работах была показана принципиальная возможность использования в составе керамических флюсов, кроме обычных шлакообразующих компонентов, также ферросплавов, металлов, углеродистых веществ, карбонатов, высших оксидов железа и марганца [3, 4]. В этот же период были определены широкие возможности керамических флюсов в отношении легирования наплавленного металла при использовании низкоуглеродистой электродной проволоки, повышения стойкости сварных швов против образования пор [4].

Следует отметить, что к началу 1950-х годов в СССР уже существовало централизованное промышленное производство плавленных флюсов, которые нашли широкое применение во многих отраслях промышленности. Однако ассортимент сварочных проволок, выпускаемых в то время отечественной промышленностью, был весьма ограничен и не удовлетворял многим запросам потребителей. Наряду с ограниченными возможностями металлургического воздействия на металл шва плавленные флюсы также отличались высокой чувствительностью к наличию влаги или ржавчины на свариваемых кромках. В условиях, когда основным материалом для изготовления сварных металлоконструкций была низкоуглеродистая кипящая или полуспокойная сталь, наличие ржавчины в разделке вызывало пористость сварных швов [5].



Широкие возможности варьирования составом шихты керамических флюсов позволили успешно преодолевать эти проблемы. Кроме того, при введении различных ферросплавов, легирующих металлических добавок, лигатур керамические флюсы благодаря легированию металла швов обеспечивали повышение уровня их прочности, вязкости, твердости и износостойкости [6–9].

Сварка под флюсом была новым высокоэффективным процессом, благодаря которому не только повышалась производительность (в несколько раз), но и гарантировалась высокая воспроизводимость результатов, при этом существенно снижались требования к квалификации рабочих-сварщиков. На начальном этапе развития сварочные флюсы рассматривались как средство для защиты зоны горения дуги от воздействия воздуха и потерь электродного металла, а также для защиты окружающего персонала от излучения дуги.

Полноценная реализация уникальных возможностей нового процесса сварки требовала углубленного изучения, проведения научных исследований. Работы, выполненные в этом направлении, систематизированы в ряде монографий [10–12]. Благодаря реализации фундаментальных положений, изложенных в них, были созданы керамические флюсы, увеличивающие в 2...3 раза стойкость против образования пор [13].

С повышением качества сталей изменились приоритеты в области сварочных материалов. Появилась необходимость в создании флюсов с низким содержанием вредных примесей, высокой рафинирующей способностью, рациональным легированием. В Академии наук СССР были развернуты систематические исследования металлургических особенностей сварки под керамическими флюсами с учетом возросших требований к качеству сварных соединений и расширению номенклатуры свариваемых сталей. В результате этих работ экспериментально установлены коэффициенты перехода легирующих элементов из флюса в наплавленный металл, а также степень влияния параметров режима сварки на переход легирующих элементов, что с достаточной для практических целей точностью позволило рассчитывать состав легирующей части флюсов по заданному составу наплавленного металла. Проведенные исследования показали, что керамические флюсы могут не только легировать наплавленный металл, но и существенно снижать содержание в нем вредных примесей, улучшать структуру путем модифицирования. Эти особенности реализованы, например, при создании флюсов повышенной основности, обеспечивающих минимальное окисление легирующих элементов в сварочной ванне, повышенную стойкость металла швов против образования трещин [14–16].

Освоение отечественной металлургией технологии массового производства низколегированных сталей повышенной и высокой прочности, расширение объемов их использования при изготовлении сварных металлоконструкций вывело на первый план проблему снижения содержания водорода в металле сварных швов. Сформулированные В. И. Дятловым [17] положения о преимущественном развитии при сварке под флюсом металлургических реакций в газовой фазе нашли свое развитие в области разработки флюсов, предназначенных для сварки низколегированных сталей. В результате исследования особенностей протекания металлургических реакций при сварке под керамическими флюсами, систематизированных в диссертационной работе Д. М. Кушнерева, установлено, что применение определенного количества карбонатов и высших оксидов железа в шлакообразующей основе флюсов позволяет снизить как парциальное давление водорода в атмосфере горения дуги, так и его содержание в металле швов и околошовной зоны и, благодаря этому, обеспечить высокую стойкость против образования трещин при сварке сталей больших толщин. На практике данные разработки были реализованы в виде флюсов для сварки хромоникелевых нержавеющей сталей [18]. В ЦНИИТМаш под руководством К. В. Любавского были разработаны бескислородные керамические флюсы типа ФЦК для сварки высоколегированных сталей [19], а в Ждановском металлургическом институте К. В. Багрянским — серия керамических флюсов для наплавки деталей металлургического оборудования [20].

С начала 1960-х годов в ИЭС им. Е. О. Патона были развернуты систематические исследования по разработке состава керамических флюсов, технологии сварки и наплавки с их применением, а также технологии механизированного промышленного изготовления флюсов этого вида. Результаты исследований в области металлургии сварки под керамическими флюсами [21, 22], обобщенные в диссертационных работах В. Г. Свединского [23] и В. М. Кирьякова, были реализованы при освоении технологии промышленного производства керамических флюсов на Нижнеднепровском заводе металлоизделий [24].

Появление новых марок низколегированных сталей, обеспечивающих в результате термомеханической обработки временное сопротивление разрыву на уровне не ниже 650 МПа и высокую ударную вязкость при низких климатических температурах, выдвинуло перед разработчиками новую проблему — получение литого металла швов, которые по уровню своих механических свойств не уступали бы основному металлу. Для решения этой задачи потребовалось проведение исследований по изучению возможности управления



структурой металла швов путем варьирования составом сварочного флюса. В результате проведения таких работ в ИЭС им. Е. О. Патона под руководством профессора И. К. Походни была сформулирована новая концепция построения состава керамических флюсов, в соответствии с которой основное легирование металла шва должно проводиться за счет электродной проволоки (сплошного сечения или порошковой), а на флюс возлагаются функции обеспечения рафинирования, микролегирования и модифицирования металла сварочной ванны. С использованием указанных подходов разработаны керамические флюсы для сварки конструкций из низколегированных сталей в химическом машиностроении, при заводском изготовлении мостовых металлоконструкций [25, 26]. Объемы производства керамических флюсов в СССР в этот период времени достигали 2000 т в год.

Существенное повышение качества проката для изготовления сварных конструкций в последней четверти XX века вызывало необходимость создания сварочных материалов нового поколения, разработанных на базе фундаментальных исследований металлургии дуговых способов сварки, физико-химических процессов в шлаковых и металлических системах, металловедения низколегированных сталей. Сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона выполнен большой объем исследований, направленных на разработку научных подходов к решению проблем формирования оптимальной структуры металла сварных соединений, требуемого уровня показателей формирования металла швов, обеспечения регламентируемых характеристик сварных конструкций низколегированных сталей повышенной и высокой прочности. В результате проведенных работ, обобщенных в диссертационных работах В. В. Головки и С. Д. Устинова, установлено положительное влияние определенных неметаллических включений на зарождение и развитие ферритных составляющих металла швов низколегированных высокопрочных сталей, обеспечивающих повышение как прочности, так и вязкости сварных соединений [27–29]. Агломерированные флюсы, созданные в этот период, нашли применение при сварке в общем и специальном судостроении, при изготовлении стационарных и полупогружных платформ для проведения работ на шельфе Мирового океана [30].

С конца 1990-х годов в ИЭС им. Е. О. Патона проведены систематические исследования по изучению возможностей влияния сварочного флюса на условия формирования микроструктуры металла швов. Была показана возможность путем управления кислородным потенциалом флюса и легирующей способностью композиции сварочных материалов формировать в составе металла шва неметаллические включения заданного состава и

обеспечивать упрочнение его структуры путем легирования твердого раствора.

В современном материаловедении неметаллические включения рассматриваются как активные центры формирования требуемой микроструктуры, без которых невозможно обеспечить получение сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей с уровнем механических свойств, соответствующих основному металлу. В зарубежной литературе такое направление получило название «оксидная металлургия», а технология получения в металле включений определенного состава, морфологии и распределения по размерам — «инжиниринг включений» [31, 32]. Проведенные термодинамические расчеты, числовое моделирование процессов формирования неметаллических включений как в жидком металле сварочной ванны, так и в области ее твердого состояния, систематизированные в работе [33], позволяют вывести работы по созданию современных отечественных агломерированных флюсов на новый уровень, обеспечивающий их высокую конкурентную способность по сравнению с разработками ведущих мировых производителей сварочных материалов.

Рассмотрение различных по своей металлургии процессов, применяемых для изготовления сварочных флюсов как единого технологического комплекса, позволило предложить новый процесс получения флюса, который объединил такие преимущества плавящихся флюсов, как пониженную склонность к сорбированию атмосферной влаги, высокую стойкость гранул флюса против разрушения в процессе его использования с широкими возможностями влияния на металлургические процессы в зоне горения дуги и сварочной ванне, характерные для агломерированных флюсов [34]. Новая технология предусматривает рафинирование низкосортных сырьевых материалов путем их плавления в газопламенной печи с последующей обработкой в электродуговой печи и использование в качестве шихтовых компонентов в составе агломерированных флюсов. В процессе газопламенной обработки в результате высокой окислительной способности газовой среды достигается существенное снижение содержания серы в шлаке, а особенности металлургических процессов в электродуговой печи позволяют рафинировать расплав по фосфору. В процессе изготовления агломерированного флюса шихтовые материалы, входящие в его состав, не проходят термической обработки, которая позволила бы проводить такое рафинирование, поэтому к их составу предъявляются повышенные требования по содержанию вредных примесей. Использование синтетических шлаков повышенной чистоты в составе агломерированных флюсов расширяет ассортимент высококачественных сырьевых материалов, а также

повышает такие потребительские характеристики флюсов, как стойкость против сорбирования атмосферной влаги и разрушения гранул в процессе использования флюса за счет наличия в их составе плавящихся продуктов. При этом сохраняется присущая агломерированным флюсам возможность гибкого влияния на металлургию сварочных процессов. Внедрение такой технологии изготовления сварочных флюсов в промышленности пока-зало, что отечественные агломерированные флюсы, не уступающие по своим регламентированным показателям зарубежным аналогам, имеют перед ними преимущества в экономичности применения.

1. Хренов К. К. Керамический неплавленный флюс для автоматической сварки // Сборник, посвященный восьмидесятилетию со дня рождения Е. О. Патона. — Киев: Изд-во АН УССР, 1951. — С. 229–234.
2. Назаров С. Т., Чистяков А. Н. Автоматическая дуговая сварка с подачей гранулированного флюса в дугу // Автоген. дело. — 1939. — № 4. — С. 27–30.
3. Хренов К. К., Ярхо В. И. Технология дуговой электросварки. — М.: Машгиз, 1940. — 278 с.
4. Хренов К. К., Кушнерев Д. М. Керамические неплавленные флюсы для автоматической сварки // Автоген. дело. — 1951. — № 6. — С. 1–4.
5. Підгаєцький В. В. Пори, включення і тріщини у зварних швах. Процеси утворення і способи запобігання. — К.: Техніка, 1970. — 236 с.
6. Космачев И. Г. Автоматическая наплавка многолезвийного инструмента. — М., Л.: Машгиз, 1952. — 35 с.
7. Хренов К. К., Кушнерев Д. М. Керамические неплавленные флюсы для автоматической сварки // Новые способы сварки и резки металлов. — Киев: Гостехиздат УССР, 1953. — 31 с.
8. Хренов К. К., Кушнерев Д. М. Керамические флюсы для автоматической дуговой сварки. — Киев: Гостехиздат УССР, 1954. — 106 с.
9. Багрянский К. В. Автоматическая наплавка прокатных валков // Сборник докл. науч.-техн. конф. сварщиков. — М.: Машгиз, 1955.
10. Автоматическая сварка под флюсом / Под ред. Е. О. Патона, В. В. Шеверницкого, Б. И. Медовара. — Киев, М.: Машгиз, 1948. — 344 с.
11. Автоматическая электродуговая сварка / Под ред. Е. О. Патона. — Киев, М.: Машгиз, 1953. — 396 с.
12. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Metallurgizdat, 1961. — 421 с.
13. Кушнерев Д. М. О стойкости швов против образования пор, вызываемых ржавчиной при сварке под керамическим флюсом // Автомат. сварка. — 1959. — № 4. — С. 25–27.
14. Хренов К. К., Гапченко М. М., Кушнерев Д. М. Автоматическая сварка хладостойкой стали 12НЗ под керамическим флюсом // Там же. — 1958. — № 12. — С. 19–22.
15. Хренов К. К. и др. Особенности модифицирования титаном сварных швов при автоматической сварке среднеуглеродистой стали // Свароч. пр-во. — 1959. — № 6. — С. 26–28.
16. Кушнерев Д. М., Гребельник М. П. Керамический флюс для автоматической сварки нержавеющей стали марки 1Х18Н9Т // Там же. — 1960. — № 5. — С. 34–36.
17. Дятлов В. И. Особенности металлургических процессов при сварке под флюсом // Сборник, посвященный восьмидесятилетию со дня рождения Е. О. Патона. — Киев: Изд-во АН УССР, 1951. — С. 261–267.
18. Хренов К. К., Кушнерев Д. М. Керамические флюсы для автоматической дуговой сварки и наплавки. — Киев: Гостехиздат УССР, 1961. — 263 с.
19. Любавский К. В., Львова Е. П. Новые флюсы для дуговой сварки // Свароч. пр-во. — 1958. — № 10.
20. Багрянский К. В. Автоматическая наплавка стальных валков под керамическим флюсом // Там же. — 1955. — № 5. — С. 37–41.
21. Подгаєцький В. В. Реакция окисления водорода в атмосфере дуги // Автомат. сварка. — 1963. — № 9. — С. 7–13.
22. Кушнерев Д. М., Головкин В. В., Патров Б. В. Влияние поверхностных свойств контактирующих фаз на переход легирующих элементов из керамического флюса в наплавленный металл // Там же. — 1976. — № 2. — С. 20–23.
23. Кушнерев Д. М., Свецинский В. Г. Исследование автоматической сварки высокопрочного чугуна под керамическим флюсом // Там же. — 1963. — № 9. — С. 53–61.
24. Промышленное производство керамических флюсов / Д. М. Кушнерев, В. Г. Свецинский, В. А. Лапченко // Там же. — 1971. — № 4. — С. 66–69.
25. Механические свойства сварных соединений стали 09Г2С, выполненных под керамическим флюсом АНК-47 / Л. Н. Казаков, В. М. Донцов, В. С. Шулепов и др. // Там же. — 1984. — № 3. — С. 38–40.
26. Головкин В. В., Гребенчук В. Г. Свариваемость стали 14ХГНДЦ при различных сочетаниях флюс-проволока // Свароч. пр-во. — 1991. — № 5. — С. 13–15.
27. Оценка окислительной способности керамических флюсов / И. К. Походня, В. В. Головкин, Д. М. Кушнерев, В. И. Швачко // Автомат. сварка. — 1990. — № 2. — С. 45–48.
28. Влияние кислорода на образование структуры игольчатого феррита в низколегированном металле сварных швов / И. К. Походня, В. В. Головкин, А. В. Денисенко, В. Ф. Грабин // Там же. — 1999. — № 2. — С. 3–10.
29. Результаты сравнительных испытаний плавящихся и керамических флюсов, применяемых при сварке стали 12ХН2МДФ / И. К. Походня, Д. М. Кушнерев, С. Д. Устинов и др. // Там же. — 1987. — № 11. — С. 61–64.
30. Головкин В. В. Применение агломерированных флюсов при сварке низколегированных сталей (Обзор) // Там же. — 2004. — № 6. — С. 37–46.
31. Ogibayashi S. Advances in technology of oxide metallurgy // Nippon Steel Techn. Rept. — 1994. — 61, № 4. — P. 70–76.
32. Ma Z. T., Janke D. Oxide metallurgy — its purposes and practical approaches // Acta Met. Sinica. — 1998. — 11, № 2. — P. 79–86.
33. Головкин В. В. Моделирование состава неметаллических включений в металле сварных швов высокопрочных низколегированных сталей // Автомат. сварка. — 2004. — № 5. — С. 3–7.
34. Агломерированные флюсы — новая продукция ОАО «Запорожстеклофлюс» / В. В. Головкин, В. И. Галинич, И. А. Гончаров и др. // Там же. — 2008. — № 10. — С. 41–44.

USSR priority in development of agglomerated (ceramic) fluxes is noted. Stages of development of investigations on their improvement and widening of their application areas are described.

Поступила в редакцию 24.11.2011



ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЕ ПЛАКИРОВАНИЕ ВЗРЫВОМ РЕЗЬБОВОГО КАНАЛА ВАГОННЫХ ОСЕЙ

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ**, **С. Ю. ИЛЛАРИОНОВ**, инж., **Л. Д. ДОБРУШИН**, д-р техн. наук, **Н. А. ПАЩИН**, канд. техн. наук, **В. В. ТИСЕНКОВ**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины), **С. В. БОНДАРЕВ**, канд. техн. наук, **С. А. ГАВРИЛОВ**, инж. (ГП Укр. науч.-исслед. ин-т вагоностроения, г. Кременчук), **Н. А. СЕРГИЕНКО**, **А. В. КУТИШЕНКО**, инженеры (Гос. администрация «Укрзалізниці», г. Киев)

Наиболее распространенным дефектом осей колесных пар железнодорожных вагонов типа РУ1-Ш является повреждение или износ резьбовых отверстий М20 под болты крепления стопорных планок роликовых подшипников. Предложено ремонтировать такие резьбовые отверстия путем их плакирования сваркой взрывом восстановительной втулкой и последующей нарезкой в ней новой резьбы. Проведенные испытания на усталость восстановленных резьбовых отверстий показали, что их долговечность практически соответствует базовым значениям для новых осей.

Ключевые слова: сварка взрывом, плакирование взрывом, вагонная ось, резьбовые каналы, восстановление, испытание на усталость

На современном этапе развития железнодорожного транспорта Украины большое внимание уделяют вопросам продления эксплуатационного ресурса подвижного состава за счет восстановления работоспособности изношенных деталей железнодорожных вагонов, в частности разработке прогрессивных технологических процессов восстановления, отличающихся высокой надежностью при минимальной себестоимости и довольно легкой реализации в условиях вагоноремонтных предприятий «Укрзалізниці».

В связи с высокой стоимостью и значительной металлоемкостью осей РУ1-Ш колесных пар вагонов (стандарт ISO 1005-9-86) важное значение имеет возможность их восстановления. Это особенно актуально, так как значительное количество поврежденных осей накоплено на вагоноремонтных предприятиях «Укрзалізниці».

Одним из частых и трудноустраняемых дефектов осей является повреждение или износ резьбовых отверстий М20 под болты крепления стопорных планок роликовых подшипников. Проблема заключается в том, что незначительное механическое повреждение элемента резьбы выводит из эксплуатации крупногабаритную конструкцию ответственного назначения, нормативный ресурс которой составляет 8...15 лет. К резьбовому отверстию предъявляются высокие требования по статической прочности, сопротивлению усталости и точности геометрических размеров.

Наиболее распространенным способом восстановления резьбовых отверстий является их зап-

лавление дуговой сваркой в углекислом газе или покрытым электродом с последующей высверловкой отверстия и нарезанием новой резьбы. Однако данным способом восстановления присущи недостатки, заключающиеся в высокой затратности на приобретение специализированного сварочного оборудования и расходных материалов. Следует отметить, что стали марок А1, А2, А3 и А4, из которых изготавливают оси вагонов, относятся к классу ограниченно свариваемых (ГОСТ 1380-71), т. е. склонных к образованию трещин при сварке в обычных условиях. Это вызывает необходимость в разработке особых технологических мер, обеспечивающих требуемое качество наплавленного металла. При этом геометрия «пробочного» типа сварного соединения приводит к затрудненной усадке шва, что является дополнительным фактором, способствующим трещинообразованию в металле шейки оси. Остаточные усадочные укорочения вызывают искажение геометрических характеристик детали, следствием чего является недопустимое уменьшение диаметра посадочного места оси под роликовый подшипник.

Альтернативным и более простым является способ, разрабатываемый для вагоноремонтных предприятий Российской Федерации. Он основан на высверловке поврежденного отверстия, нарезании в нем резьбы большего диаметра с последующим вкручиванием цилиндрической полый втулки с внутренним резьбовым отверстием М20. Однако и данный способ характеризуется низкой надежностью, поскольку в процессе эксплуатации может произойти выкручивание втулки под действием вибрационных нагрузок, характерных для работы оси железнодорожного вагона.

Целью настоящей работы является разработка принципиально нового способа восстановления резьбовых отверстий М20, лишенного недостатков, которые характерны для приведенных выше способов. Предлагаемый способ базируется на использовании принципов и технологии сварки взрывом и имеет следующие преимущества:

низкую стоимость сборочной оснастки и расходных материалов;

прочность сварного соединения, соответствующую заданным механическим характеристикам;

отсутствие термического воздействия, характерного для сварки плавлением и, следовательно, трещинообразования;

исключение дефектов формирования и структуры, присущих сварке плавлением (поры, непоры, подрезы и шлаковые включения);

предотвращение усадочных укорочений и уменьшения диаметра посадочного места шейки оси под роликовый подшипник.

Материалы и методы исследования. Объектом для разработки были поврежденные резьбовые каналы М20-6Н шеек осей РУ1-Ш длиной 180 мм (рис. 1). Для отработки технологии ремонта полномасштабных осей использовали оси с одним поврежденным резьбовым отверстием на каждой торцевой поверхности.

Нанесение восстановительного покрытия способом сварки взрывом непосредственно на остатки поврежденной резьбы не представляется возможным, поэтому резьбовой канал растачивали до диаметра, несколько большего чем 20 мм, затем его шлифовали. Поскольку сварку взрывом из-за отсутствия возможности для размещения в плакирующей втулке значительного количества взрывчатого вещества и обеспечения большего зазора производили вблизи нижней границы области свариваемости (вводили минимальную энергию для обеспечения надежного соединения), качественная шлифовка была необходимым условием. Для плакирования взрывом каналов диаметром 10...25 мм использовали схему внутреннего плакирования со стержневым зарядом (рис. 2), наиболее технологичную в исполнении и простую для расчетов режима сварки взрывом. Взрывчатым веществом служила смесь из тротила и аммиачной селитры, обеспечивающая скорость детонации и соответственно скорость точки контакта 2...3 км/с.

В качестве материала плакирующей втулки выбрана сталь 20. Это обусловлено тем, что при сварке взрывом плакирующий элемент подвергается значительной высокоскоростной деформации, поэтому он должен быть достаточно пластичным и склонным к растрескиванию. Если в качестве показателя пластичности ориентироваться на относительное удлинение при растяжении δ , то оптимальным для сварки взрывом является

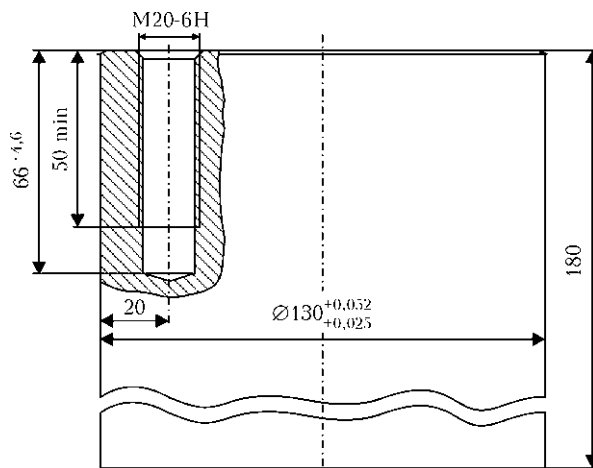


Рис. 1. Схема шейки оси

материал с $\delta \geq 25\%$. В нашем случае применяли заряд диаметром, близким к критическому (если диаметр заряда ниже критического, то процесс распространения детонационной волны не происходит). Поэтому необходимо минимизировать уровень энергии, расходуемой на пластическую деформацию зоны соединения путем выбора материала втулки с высокими пластическими характеристиками. Кроме того, химические составы втулки и стали оси не должны значительно различаться во избежание появления гальванической пары, которая может привести к интенсификации коррозионных процессов.

В соответствии с данными сертификата качества материалы плакирующей втулки и оси имеют следующие механические характеристики: $\sigma_B = 420...425$ МПа, $\sigma_T = 274...286$ МПа, $\delta = 42...43\%$; $\sigma_B = 520...560$ МПа, $\sigma_T = 300$ МПа, $\delta = 22\%$. Как показали дальнейшие испытания, малая статическая прочность втулки по сравнению с таковой стали оси компенсируется достаточной конструкционной прочностью восстановленной резьбы, от которой требуется прежде всего устойчивость против небольших по уровню, но многократных нагрузок, имеющих в условиях реальной эксплуатации осей. Следует отметить, что при высокоскоростной деформации при сварке взрывом происходит значительное упрочнение металла втулки, что положительно сказывается на обеспечении требуемой конструкционной прочности резьбового соединения.

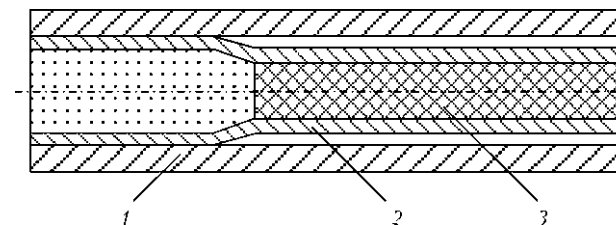


Рис. 2. Схема внутреннего плакирования взрывом со стержневым зарядом: 1 — плакируемая труба; 2 — плакирующая труба; 3 — заряд взрывчатого вещества

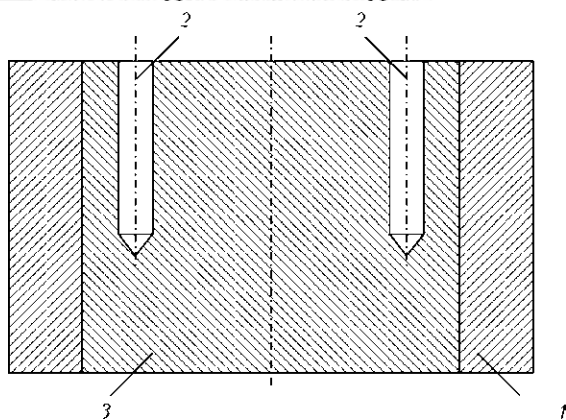


Рис. 3. Схема бандажирования шейки оси: 1 — бандажное кольцо; 2 — восстанавливаемые отверстия; 3 — шейка оси

Толщину стенки плакирующей втулки выбрали равной 2,5 мм. При этом учитывали следующие факторы:

внутренний диаметр восстановленной поверхности не должен превышать 17,3 мм;

изношенную резьбу растачивали до диаметра, несколько большего чем 20 мм;

наличие некоторой раздачи отверстия при плакировании из-за действия высокого импульса давления;

утонение плакирующей втулки вследствие ее раздачи в процессе метания.

Для предотвращения значительной раздачи канала отверстия в процессе плакирования взрывом, а также увеличения диаметра шейки оси использовали ее бандажирование (рис. 3). При этом диаметр шейки оси все же несколько превышал ее

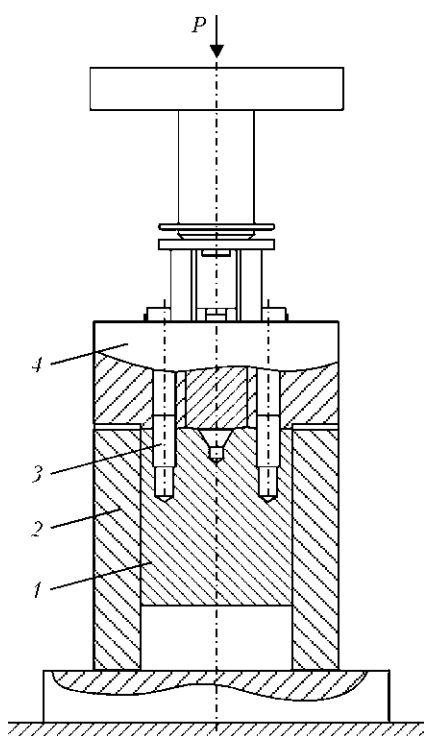


Рис. 4. Схема устройства для испытаний шейки оси: 1 — шейка оси; 2 — стакан; 3 — болт; 4 — фиксатор

номинальное значение (на 0,1...0,2 мм), поэтому потребовалась ее последующая корректировочная обточка.

Способом оценки механической прочности и долговечности восстановленной резьбы служил метод испытания на усталость. Соответствующую методику и стенд разработали специалисты ГП «Украинский научно-исследовательский институт вагоностроения». Схема устройства, обеспечивающего проведение испытаний на растяжение одновременно двух резьбовых отверстий при $P_{\max} = 98,0$ кН (10 тс) и $P_{\min} = 49,0$ кН (5 тс), частоте нагружения 5 Гц, показана на рис. 4. Базовыми образцами для сравнения служили шейки новых осей. Перед проведением испытаний проверяли геометрические характеристики резьбовых отверстий М20-6Н с помощью резьбового калибра проход-непроход. Нагружению подвергали лишь два первых витка резьбы, т. е. болт закручивали на два витка, что ужесточило испытания, так как в реальной ситуации эксплуатации осей болт закручивается минимум на 16 витков. Нагружение большего количества витков приводило к отрыву головок или резьбовой части болтов и не давало возможности полноценно довести резьбу в отверстиях до разрушения.

На рис. 5 показано сечение восстановленного резьбового отверстия вдоль оси канала. Ближе ко дну канала имеется непровар длиной 5 мм, что характерно при реализации процесса сварки взрывом. В соответствии с рис. 1 резьбу следовало нарезать длиной только 45 мм, поэтому наличие такого непровара несущественно и допустимо.

На рис. 6 представлены микроструктуры соединений стали оси и восстановительной втулки вдоль оси отверстия на расстоянии 3; 15 и 45 мм от его начала. Граница зоны соединения имеет преимущественно волнообразную форму и характеризуется достаточной стабильностью, что свидетельствует о наличии качественного сварного соединения. При этом размерные параметры волны очень малы: размах (две амплитуды) составляет 2 мкм, длина — 6 мкм. Это свидетельствует о том, что сварку взрывом реализовывали у нижней границы области параметров сварки. Изме-



Рис. 5. Макрошлиф восстановленного резьбового отверстия

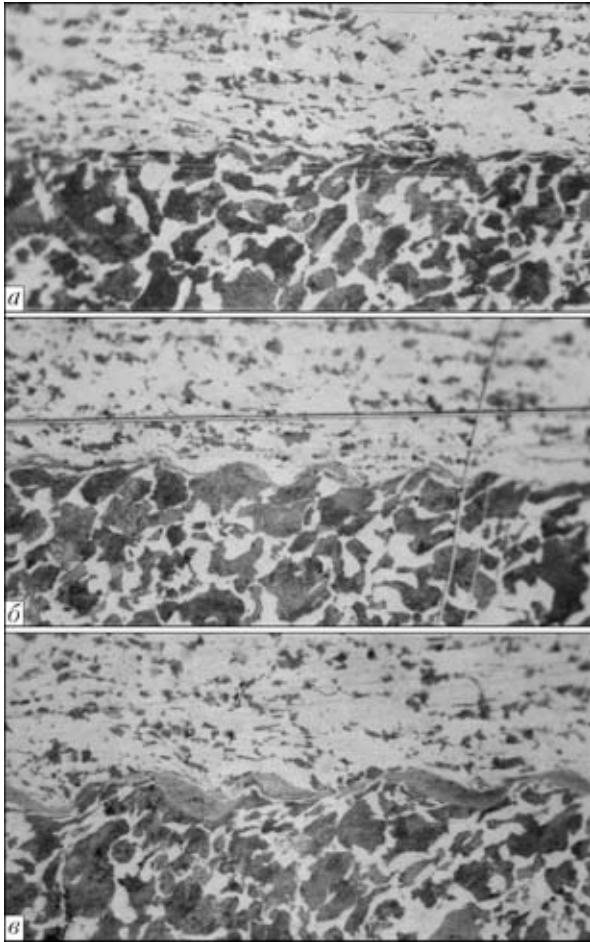


Рис. 6. Типичные микроструктуры ($\times 400$) металла соединительного восстановительного покрытия (сталь 20 сверху) и металла шейки оси на расстоянии 3 (а), 15 (б) и 45 (в) мм от начала

нения структуры металла вне зоны соединения не выявлено.

Результаты испытаний на усталость образцов новых шеек осей типа РУ1-Ш и шеек с восстановленными резьбовыми отверстиями приведены в таблице. На рис. 7 показаны фотографии новых и восстановленных отверстий шеек осей после испытаний.

Для определения минимальной долговечности резьбы $N_p^{\min}$ (минимальное количество циклов до разрушения с вероятностью 0,95) использовали формулу

$$\lg N_p^{\min} = \lg N - Z\alpha S_{\lg N}$$

где $\lg N$ — логарифм среднего значения долговечности; $Z\alpha$ — квантиль нормального распределения для заданной односторонней вероятности α при $\alpha = 0,95$ $Z\alpha = 1,645$; $S_{\lg N}$ — среднеквадратическое отклонение логарифма долговечности.

После обработки результатов испытаний получены следующие минимальные значения циклической долговечности образцов шеек, изготов-

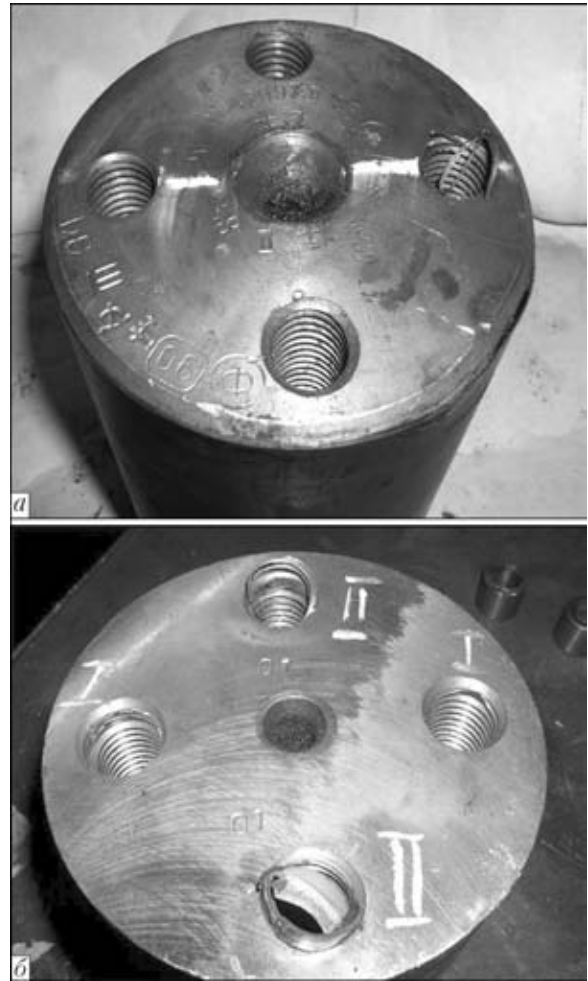


Рис. 7. Внешний вид отверстий в новой (базовой) (а) и восстановленной (б) шейках оси после испытаний

Результаты испытаний на усталость резьбовых отверстий шеек осей

№ образца	Долговечность N_p , цикл	
	новые оси	оси с восстановленными резьбовыми отверстиями
1	156000	145000
2	134000	124000
3	142000	145000
4	165000	150000

ленных из новых осей, $N_p^{\min} = 127\,000$ циклов нагружения, а для образцов шеек осей с восстановленными резьбовыми отверстиями способом сварки взрывом $N_p^{\min} = 122\,000$ циклов нагружения.

Восстановительный ремонт резьбовых отверстий М20 на натурных осях РУ1-Ш. Для адаптации разработанной технологии к натурным осям РУ1-Ш и последующим маршрутным испытаниям ГП «Укрспецвагон» были предоставлены отремонтированные оси и восстановленного ре-



Рис. 8. Общий вид отремонтированных осей РУ1-Ш

зьбового канала показан соответственно на рис. 8, 9. Повторяемость режима сварки взрывом на натурных осях и их моделях (качество соединения контролировали с помощью металлографических исследований) определяли по одинаковости радиальной деформации плакированного канала. После плакирования диаметр канала составил 17,4...17,5 мм, что вполне приемлемо для нарезки резьбы М20-6Н.

В марте 2011 г. восстановленные оси в составе одной вагонной тележки были подкатаны под вагон специального назначения для перевозки минудобрений, эксплуатируемый ГП «Укрзалізниця» по настоящее время. Был обеспечен текущий мониторинг ремонтных сварных соединений. По состоянию на октябрь 2011 г. вагон с отремонтированными осями уже прошел 23 тыс. км без повреждения или износа восстановленного резьбового отверстия М20.

Представленная технология после незначительных доработок может быть рекомендована к внедрению на вагоноремонтных предприятиях «Укрзалізниця», в первую очередь на ГП «Укрспецвагон». Один из вариантов практической реализации данной технологии заключается в организации выездов мобильной бригады инженеров ИЭС им. Е. О. Патона на предприятия «Укрзалізниця» для выполнения ремонтных работ с



Рис. 9. Восстановленный под нарезку резьбы канал

применением способа плакирования взрывом на производственных площадях заказчика.

Выводы

1. Показано, что способ сварки взрывом позволяет наносить восстановительное покрытие в поврежденном резьбовом отверстии М20 шейки оси РУ1-Ш колесных пар вагонов. При этом отсутствуют трещины в металле шейки и зоне соединения с восстановительным покрытием, а также усадочные укорочения и уменьшение диаметра посадочного места шейки оси под роликовый подшипник.

2. Установлено, что минимальное значение циклической долговечности осей с резьбовыми отверстиями, восстановленными способом сварки взрывом, составило 122000 циклов нагружения, что лишь на 4 % ниже базового значения для новых осей.

3. Две натурные оси с восстановленными резьбовыми отверстиями М20 поставлены на маршрутные испытания и по состоянию на октябрь 2011 г. после прохождения 23 тыс. км не подверглись повреждению или недопустимому износу.

4. Разработанная технология имеет хорошую перспективу быть востребованной вагоноремонтными предприятиями «Укрзалізниця».

The most common defect of axles of wheelsets of the RU1-Sh type railway cars is damage or wear of threaded openings M20 for bolts that fix retainer plates of roller bearings. It is suggested that such threaded openings should be repaired by explosion cladding them with a repair sleeve and subsequent cutting a new thread in it. Fatigue tests of the repaired openings showed that their durability is almost identical to that of the new axles.

Поступила в редакцию 28.11.2011

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ КАЧЕСТВЕННЫХ СВАРНЫХ ШВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ БОЛЬШОЙ ТОЛЩИНЫ

В. Я. БЕЛЕНЬКИЙ, д-р техн. наук, **Д. Н. ТРУШНИКОВ**, канд. техн. наук,
чл.-кор. АН Болгарии **Г. М. МЛАДЕНОВ**, **Т. В. ОЛЬШАНСКАЯ**, канд. техн. наук
(Перм. нац. исслед. политехн. ун-т, г. Пермь, РФ)

Исследованы особенности формирования и кристаллизации металла шва при электронно-лучевой сварке высокопрочных сталей с глубоким проплавлением. Показана возможность повышения степени структурной однородности и предупреждения появления специфических дефектов при сварке с осцилляцией электронного пучка.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, высокопрочные стали, большие толщины, металл шва, первичная структура, дефекты швов, X-образная траектория

При изготовлении ответственных изделий для тяжелого и транспортного машиностроения (оси, валы и другие тяжело нагруженные детали) широко применяют высокопрочные легированные стали перлитного класса 34ХН1М, 38Х2НМ, 40ХН2МА. Однако их плохая свариваемость при использовании дуговых способов сварки значительно ограничивает возможности конструирования сварных изделий.

В настоящее время большое распространение находит электронно-лучевая сварка (ЭЛС), которая позволяет не только получать швы с высокими значениями отношения глубины сварного шва к его ширине, но и обеспечивает минимальные размеры зоны термического влияния и высокий уровень механических характеристик сварных соединений. Для прогнозирования режимов ЭЛС применяют статистическое и численное моделирование [1–3]. В то же время ЭЛС имеет ряд недостатков: образование специфических дефектов в корневой части сварного шва, нестабильность глубины проплавления, сложность воспроизведения режима фокусировки электронного пучка.

В настоящей работе исследованы особенности получения качественных сварных швов при ЭЛС высокопрочных сталей большой толщины.

На первом этапе исследований сваривали цилиндрические образцы из стали 38Х2НМ с толщиной стенки 30 мм на электронно-лучевой установке с энергетическим агрегатом ЭЛА-60/60 статическим электронным пучком при мощности 12 кВт на скорости 14 м/ч.

Для контроля и воспроизведения параметров фокусировки электронного пучка использовали разработанный авторами метод, основанный на регистрации высокочастотной составляющей тока несамостоятельного разряда в плазме. Этот разряд возбуждается в плазме, формируемой в зоне воздействия на металл мощного концентрированного электронного пучка, с помощью коллектора электронов, который расположен над зоной сварки и имеет положительный потенциал 20...30 В относительно свариваемого изделия [4, 5]. В процессе экспериментов из спектра тока несамостоятельного разряда в плазме выделялась составляющая с частотой 10...20 кГц. По экстремальным значениям амплитуды этой составляющей устанавливали «острую» фокусировку электронного пучка, обеспечивающую максимальную глубину проплавления при заданных значениях ускоряющего напряжения и тока пучка.

На рис. 1 показаны макрошлифы зоны проплавления, полученные при сварке статическим электронным пучком. На макрошлифе видна характер-

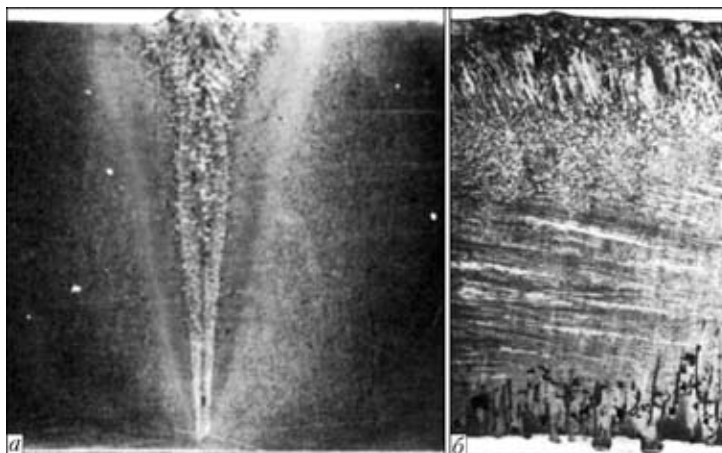


Рис. 1. Макроструктура ($\times 2$) металла шва в поперечном (а) и продольном (б) сечениях



ная для режима сварки с «острой» фокусировкой кинжальная форма проплавления с расширенной верхней и сужающейся в средней и корневой частях шва. На продольном шлифе имеются специфические корневые дефекты — пикообразование и пустоты в корневой части зоны проплавления.

По результатам исследований первичной структуры металла сварного шва установлено наличие четырех характерных зон, расположенных по высоте шва, которые характеризуются различными направлениями и геометрической формой первичных кристаллитов (см. рис. 1, б).

Первая зона (валик сварного шва) состоит из крупных полиэдрических кристаллитов. Средний диаметр кристаллитов, определенный методом сечущих, составил в поперечном сечении 0,25, в продольном — 0,32 мм, глубина этой зоны 1,5...2,0 мм.

Первая и вторая структурные зоны формируются в верхней расширенной части сварного шва. Макроструктура этих зон незначительно отличается от структуры, образующейся при дуговых способах сварки.

Вторая зона состоит из столбчатых кристаллитов, направленных перпендикулярно линии сплавления в поперечном сечении шва и практически вертикально к его поверхности в продольном направлении. Средний размер кристаллитов в поперечном сечении шва составляет 0,9×0,3, в продольном — 2,5×0,3 мм; глубина второй зоны — 3,5...5,5 мм.

Третья зона в поперечном сечении шва состоит из столбчатых кристаллитов, которые срастаются в центре шва. Их оси направлены параллельно поверхности шва и перпендикулярно линии сплавления. В продольном сечении эти кристаллиты имеют полиэдрическое строение (рис. 2, а). Средний диаметр кристалла составляет 0,15 мм, его длина 0,66 мм, угол сходимости фронтов кристаллизации с обеих сторон минимальный. Таким образом, срастание кристаллитов в центре шва, уменьшение их размеров по сравнению с кристаллитами первой и второй зон показывают, что скорость кристаллизации в этой части шва

значительно выше. Увеличение скорости кристаллизации, безусловно, связано с более интенсивным теплоотводом, зависящим от объема расплавленного металла в различных зонах сварного шва. Глубина третьей зоны составляет 3,75...4,75 мм.

Отличие четвертой зоны от третьей состоит в том, что, кроме столбчатых кристаллитов, имеющих такую же направленность, в центральной части этой зоны в поперечном сечении появляются мелкие полиэдрические кристаллиты (рис. 2, б). В продольном сечении в центре шва эти кристаллиты имеют столбчатое строение — длинные и узкие с максимальной длиной по направлению сварки до 15 мм. Оси кристаллитов направлены практически параллельно. В четвертой зоне зафиксировано значительное измельчение структуры по высоте шва. Так, в нижней части шва в поперечном сечении длина и ширина кристаллитов изменяются соответственно от 0,97 до 0,27 и от 0,13 до 0,08 мм. В продольном сечении по центру шва длина кристаллитов уменьшается от 15 до 1,6 мм, а ширина — от 0,41 до 0,12 мм. Глубина этой зоны составляет 12,5...15,0 мм. Таким образом, приведенные результаты свидетельствуют о том, что скорость кристаллизации с увеличением глубины зоны повышается.

В швах, выполненных ЭЛС, выявлены специфические дефекты (пикообразование и полости), которые образуются только в четвертой зоне, наиболее крупные — на границе третьей и четвертой зон.

Исследования металла сварного шва показали, что его структура представляет мелкодисперсную ферритно-карбидную смесь с оторочкой доэвтектоидного феррита по границам дендритов. Первичная структура по зонам шва также значительно отличается. В верхней расширенной части сварного шва структура металла имеет явно выраженный дендритный характер с довольно широкой сеткой феррита (рис. 3, а). В середине шва структура его металла ячеисто-дендритная, размер зерна уменьшается практически в два раза (рис. 3, б). В корневой части шва образуется мелкозернистая структура, которая по типу приближается к ячеистой (рис. 3, в).

Измерения размера зерна (ширина дендритов и ячеек) по высоте шва показали, что в первых трех зонах существенного уменьшения размера дендритов не выявлено. Среднее значение ширины дендритов в этих зонах находится в пределах 21...24 мкм. Резкое измельчение структуры происходит по глубине четвертой зоны — от 6 до 20 мкм.

В целом можно отметить, что при ЭЛС статическим остросфокусированным электронным пучком металл свар-

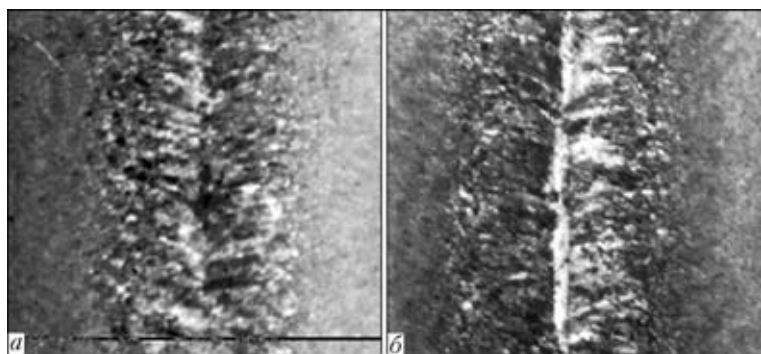


Рис. 2. Характер срастания кристаллов (×7) в третьей (а) и четвертой (б) зонах

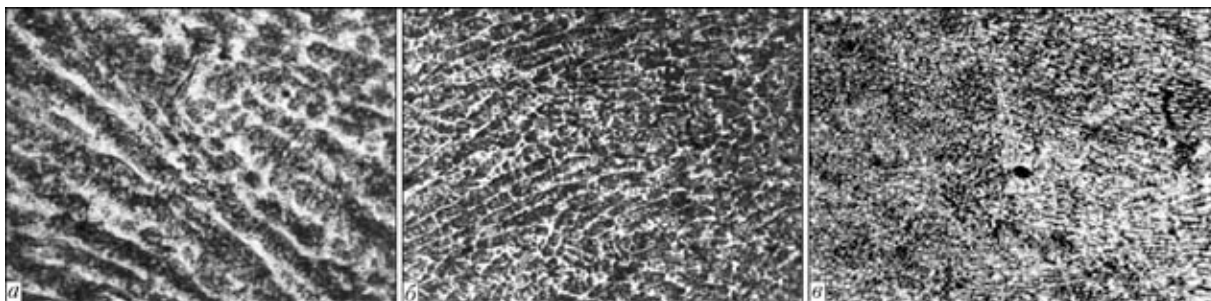


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 300$) металла в верхней (а), средней (б) и нижней (в) частях сварного шва

ного шва характеризуется значительной структурной и механической неоднородностью. Кроме того, в корневой части шва формируются специфические дефекты, резко снижающие эксплуатационные характеристики сварного соединения.

Второй этап включал исследование формирования сварного соединения при ЭЛС стали 38Х2НМ с осцилляцией электронного пучка, которую осуществляли с целью оказания управляющего воздействия на процессы кристаллизации металла и получение более качественных сварных соединений. При выборе параметров осцилляции (частоты и амплитуды развертки) использовали теоретические оценки, предложенные в работе [6].

Изучение сварных швов, полученных при сварке с колебаниями электронного луча поперек и вдоль шва, а также с вращением электронного луча, показало, что указанные траектории развертки электронного пучка не обеспечивают существенного повышения структурной однородности металла сварного шва, а отсутствия корневых дефектов достигают только при большой амплитуде осцилляции, что приводит к значительному снижению глубины проплавления и увеличению ширины сварного шва.

Значительный интерес с точки зрения формирования сварных швов с однородной структурой и отсутствием корневых дефектов при оптимальной конфигурации зоны проплавления представляют осцилляции электронного пучка по Х-образной траектории [7]. В связи с этим исследовали формирование сварных швов при ЭЛС стали 38Х2НМ с разверткой электронного пучка по Х-образной траектории.

Сварку выполняли на параметрах режима, аналогичных используемым при экспериментах по сварке этой стали статическим электронным пучком. Фокусировка электронного пучка так же, как и в экспериментах со статическим пучком, оптимизировалась по параметрам высокочастотной составляющей тока несамостоятельного разряда в плазме, формируемой в зоне воздействия пучка.

Развертку электронного пучка по Х-образной траектории осуществляли путем изменения фазового сдвига φ гармоничес-

ких колебаний пучка в двух взаимно перпендикулярных плоскостях по закону

$$\Delta\varphi = \frac{\pi}{2} \left[1 - \text{sign}(\sin \frac{1}{2}\omega t) \right],$$

где $\text{sign}(U) = \begin{cases} 1 & \text{при } U \geq 0 \\ -1 & \text{при } U < 0 \end{cases}$; ω — частота колебаний; t — время.

Частота развертки выбрана в соответствии с теоретическими оценками, взятыми из работы [6], и составляла 600 Гц, а амплитуда развертки исходя из условия обеспечения оптимальной конфигурации зоны проплавления с минимальным увеличением ширины сварного шва — 1,8 мм.

Исследование макроструктуры сварного шва, полученного при ЭЛС с Х-образными колебаниями, показало существенное изменение конфигурации зоны проплавления, что проявляется в уменьшении уширения в верхней части сварного шва и формировании зоны проплавления практически постоянной ширины. Зона проплавления имеет такие же характерные зоны, как и при сварке без осцилляции электронного пучка, но при этом резко уменьшается уровень колебаний глубины проплавления, полностью отсутствуют специфические корневые дефекты, изменяется структура третьей и четвертой зон (рис. 4). В третьей зоне кристаллиты приобретают овальную форму, почти полиэдрическую, а в четвертой — увеличивается центральный участок с полиэдрическими кристаллитами. Столбчатые кристаллы этой зоны изменяют свою форму и становятся овальными. По всей длине шва размеры кристаллитов уменьшаются (рис. 4, б).

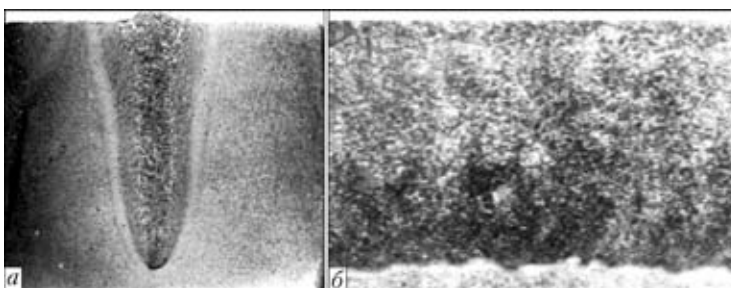


Рис. 4. Макроструктуры ($\times 1$) сварного шва, полученные в поперечном (а) и продольном (б) сечениях при сварке с Х-образными колебаниями



Таким образом, при ЭЛС высокопрочных сталей эффективным технологическим приемом является осцилляция электронного пучка по X-образной траектории при «острой» фокусировке пучка. В этом случае обеспечивается получение металла сварного шва с высоким уровнем структурной и механической однородности, а также отсутствуют специфические дефекты в корне шва.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского Фонда фундаментальных исследований РФФИ-Урал № 11-08-96016 и финансовой поддержке Министерства образования Пермского края (РФ).

1. Mladenov G., Vutova K., Wojcicki S. Experimental investigation of the weld depth and thermal efficiency during electron beam welding // Vacuum. — 1998. — **51**, iss. 2, Oct. — P. 231–233.

2. Koleva E. Electron beam weld parameters and thermal efficiency improvement // Ibid. — 2005. — **77**, iss. 4, 11 March. — P. 413–421.
3. Ерофеев В. А., Логвинов Р. В., Нестеренков В. М. Особенности использования эквивалентного источника теплоты при учете деформаций и напряжений в процессе электронно-лучевой сварки // Сварка и диагностика. — 2010. — № 4. — С. 22–26.
4. Yazovskikh V. M., Trushnikov D. N., Belen'kii V. Y. The mechanism of secondary emission processes in electron beam welding with the modulation of the electron beam // Welding Intern. — 2004. — **18**, iss. 95. — P. 724–729.
5. Formation of a secondary-emission signal in electron beam welding with continuous penetration / D. N. Trushnikov, V. Ya. Belen'kii, V. M. Yazovskikh, L. N. Krotov // Ibid. — 2007. — № 21. — P. 384–386.
6. Бельский В. Я. Оценка оптимальной частоты осцилляции электронного луча при сварке // Физ. и химия обраб. материалов. — 1989. — № 1. — С. 106–111.
7. Бельский В. Я. Развертка электронного пучка по X-образной траектории как средство уменьшения дефектов в корне шва при электронно-лучевой сварке // Автомат. сварка. — 1986. — № 9. — С. 35–37.

Features of formation and solidification of weld metal in electron beam welding of high-strength steels with deep penetration were investigated. Both the possibility of increasing the degree of structural inhomogeneity and prevention of appearance of specific defects in welding with electron beam oscillation are shown.

Поступила в редакцию 20.12.2011



СВАРКА и РЕЗКА - 2012

12-я Международная специализированная выставка

10–13 апреля 2012

Минск
ЗАО «Минск-Экспо»

Тематика выставки:

- материалы для сварки, наплавки и пайки
- оборудование и технологии сварки, резки, наплавки, пайки и термообработки
- источники питания и системы управления сварочным оборудованием
- оборудование для орбитальной сварки и обработки труб
- электронно-лучевая, лазерная, плазменная сварка и резка
- автоматизированные комплексные системы и агрегаты для сварки и резки
- приборы для неразрушающего контроля сварных соединений
- научное и информационное обеспечение сварки
- система подготовки, переподготовки и аттестации сварщиков
- охрана труда и экологическая безопасность в сварочном производстве
- сертификация сварочного оборудования

Одновременно с выставкой «Сварка и Резка» будут работать выставки «Защита от коррозии. Покрывтия» и «Машиностроение».

Контакты: тел./факс: +375 17 226 98 58, E-mail: e_fedorova@solo.by

НОВЫЙ ТИП ИМПУЛЬСНОГО СТАБИЛИЗАТОРА ГОРЕНИЯ СВАРОЧНОЙ ДУГИ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА

И. И. ЗАРУБА, д-р техн. наук, **В. В. АНДРЕЕВ**, канд. техн. наук, **А. Ф. ШАТАН**, **Г. Н. МОСКОВИЧ**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. А. ХАЛИКОВ, канд. техн. наук (Ин-т электродинамики НАН Украины)

Рассмотрены особенности применяемых способов импульсной стабилизации горения сварочной дуги. Предложен принципиально новый подход и схемное решение импульсного стабилизатора горения сварочной дуги переменного тока.

Ключевые слова: дуговая сварка, дуговой разряд, горение дуги, импульсная стабилизация, сварочный трансформатор

При электродуговой сварке плавящимся и неплавящимся (вольфрамовым) электродами на переменном токе промышленной частоты (50 Гц) наблюдается нарушение устойчивости горения дуги при изменении полярности электродов. Для преодоления этого недостатка на практике часто используют импульсные стабилизаторы горения дуги различного типа, принцип действия которых заключается в том, что они передают в разрядный промежуток дополнительный импульс энергии в момент перехода напряжения и тока через нулевое значение, благодаря чему замедляется деионизация газа в промежутке и облегчается последующее зажигание дуги [1].

Энергия для импульса у большинства импульсных стабилизаторов заблаговременно накапливается в конденсаторах, которые заряжаются специальными источниками тока. Эти источники бывают автономными или выполняются в виде дополнительных обмоток на магнитопроводе основного сварочного трансформатора. Накопительная емкость (конденсатор) и источник питания для нее являются основными узлами импульсных стабилизаторов горения дуги, применяемых в настоящее время в промышленности. Они определяют конструкцию и стоимость этих устройств.

Между тем импульсную стабилизацию горения дуги без применения зарядных устройств и накопительных емкостей можно обеспечить, используя энергию собственно сварочного контура, не нанося при этом ущерба технологическому процессу. В основу такого способа положено использование ЭДС самоиндукции, которая возникает при разрыве сварочного контура быстродействующим коммутатором и совпадает по направлению с напряжением основного источника питания и складывается с ним, благодаря чему обеспечивается дуговой

разряд между электродом и изделием и поддерживается надежное горение дуги.

Впервые проверка предложенного принципа и устройства [2] импульсной стабилизации горения дуги была осуществлена в ИЭС им. Е. О. Патона применительно к возбуждению малоамперной дуги при микроплазменной сварке. К источнику питания для микроплазменной сварки, состоящему (рис. 1) из трансформатора 1, выпрямительного моста 2 и сглаживающего дросселя 3 подключали вакуумное электромагнитное реле 4, обмотку которого последовательно со стабилитроном 5 и диодом 6 соединяли с выходными клеммами выпрямительного моста. Контакт 7 электромагнитного реле включен параллельно дуговому промежутку 8. Когда дуга не горит, напряжение на разрядном промежутке 8 и контакте 7 равно напряжению холостого хода источника питания. Этого напряжения недостаточно для пробоя промежутка. Импульс напряжения будет получен, если на некоторое время замкнуть контакт 7, а затем быстро его разомкнуть. Образовавшаяся при этом ЭДС самоиндукции, имеющая то же направление, что и напряжение источника питания, складывается с последним. На разрядном промежутке (между электродом и изделием) появляется импульс напряжения, обеспечивающий пробой и зажигание дуги. Значение высоковольтного импуль-

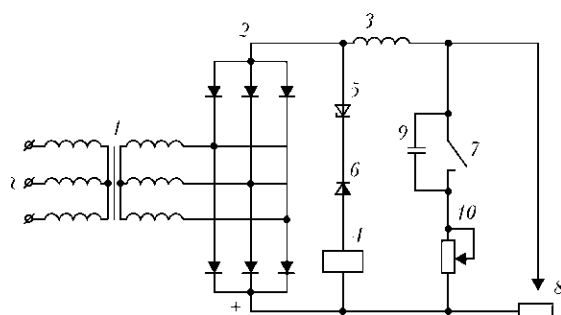


Рис. 1. Схема устройства импульсной стабилизации горения дуги [2]: 1–10 — см. в тексте



са регулируется с помощью резистора 10. Конденсатор 9 способствует сохранению контактов реле от подгорания, увеличивает срок службы устройства. В зависимости от напряжения на выходе источника стабилизатор 5 и динистор 6 автоматически включают и отключают реле 4. В момент обрыва дуги напряжение на выходе выпрямителя 2 станет равным напряжению холостого хода, что вызовет включение стабилизатора 5 и динистора 6. Реле 4 включится и замкнет контакт 7. В цепи появится ток, значение которого зависит от сопротивления резистора 10. Напряжение на выходе выпрямителя 2 уменьшится до значения, обеспечивающего открытие реле 4, которое разомкнет контакт 7. Возникающий при размыкании контакта импульс напряжения пробьет разрядный промежуток 8. Зажжется сварочная дуга, питающаяся от трансформатора 1 и выпрямителя 2, напряжение на разрядном промежутке снизится до значения, при котором реле 4 не может включиться. При обрыве сварочной дуги цикл повторяется автоматически. Результаты эксперимента подтвердили работоспособность предложенного принципа импульсной стабилизации горения дуги и целесообразность его практического применения, например, при микроплазменной сварке, т. е. сварке на постоянном токе. Было обеспечено надежное начальное зажигание дуги и ее восстановление при случайных обрывах. Между тем особое значение приобретает надежное начальное и повторные зажигания дуги при сварке на переменном токе промышленной частоты (50 Гц), когда дуга зажигается и гаснет 100 раз в секунду. Описанное устройство не может быть использовано при сварке на переменном токе, так как в нем не предусмотрена реакция на изменение полярности электродов. Кроме того, во многих случаях напряжение импульса не достигает требуемого значения в связи с недостаточной скоростью размыкания электрической цепи контактами реле.

Перед авторами статьи была поставлена задача создания устройства для стабилизации горения сварочной дуги на переменном токе с частотой 50 Гц, которое не требовало бы специальных источников питания с зарядным конденсатором и обеспечивало передачу в разрядный промежуток достаточно мощного импульса энергии в моменты

начального возбуждения дуги, смены полярности на электроде и при случайных обрывах дуги.

Для этого разработан ключ, срабатывающий (закрывающий и размыкающий) цепи вторичной обмотки трансформатора) в течение нескольких микросекунд, который обеспечивает при размыкании необходимую скорость изменения тока. Ключ собран на основе высоковольтного транзистора типа BU508DF с высокой скоростью срабатывания. Поскольку при размыкании ключа ЭДС самоиндукции, возникающей во вторичной цепи сварочного трансформатора, достигала нескольких киловольт, для защиты от перенапряжений параллельно силовому транзистору подключили два супрессора (1,5KE440A), ограничивающих напряжение на нем значением 880 В. Осуществлялась также токовая защита транзистора. Если падение напряжения на резисторе в цепи транзистора превышало заданное значение 1,4 В, контроллер принудительно запер силовой транзистор. Кроме того, контроллер позволяет также регулировать и выбирать целый ряд параметров устройства (количество импульсов зажигания и стабилизации, длительность тех и других, длительность пауз между ними и др.).

Сущность нового устройства [3] для начального и повторных зажиганий сварочной дуги переменного тока и стабилизации ее горения состоит в том, что в его схему введен добавочный узел коммутации, обеспечивающий повторное включение и выключение транзистора через заранее установленный промежуток времени. Срабатывание устройства происходит в момент изменения полярности. За импульсом, который посылается в этот момент, следует повторный импульс через заранее установленный интервал времени.

На рис. 2 представлена структурная схема устройства, подключаемого параллельно сварочному трансформатору 1 и разрядному промежутку — сварочной дуге 8. В состав схемы входят выпрямительный мост 2, высоковольтный силовой транзистор 3 и блок управления 4, состоящий из формирователя импульсов 5, узла задержки 6, узла синхронизации 7. Дополнительные элементы схемы (защита от перенапряжений, регулировка тока импульса, его длительность и др.) здесь не приводятся. Схема обеспечивает слежение за напряжением на разрядном промежутке и в момент смены полярности выдает управляющий сигнал на включение и выключение высоковольтного транзистора. Сигнал состоит из двух частей, следующих одна за другой с промежутком времени, который установлен оператором. В нашем случае он составляет четвертую часть периода переменного тока частотой 50 Гц.

За время действия управляющего сигнала силовой высоковольтный транзистор срабатывает (включается и выключается в течение нескольких

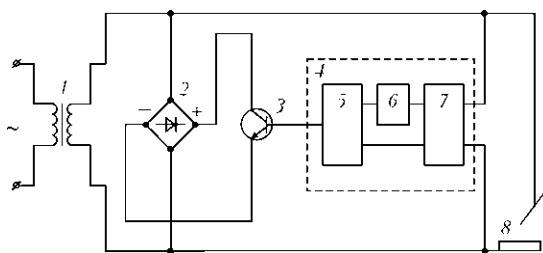


Рис. 2. Структурная схема устройства, подключаемого к сварочному трансформатору для возбуждения и стабилизации горения дуги переменного тока: 1–8 — см. в тексте

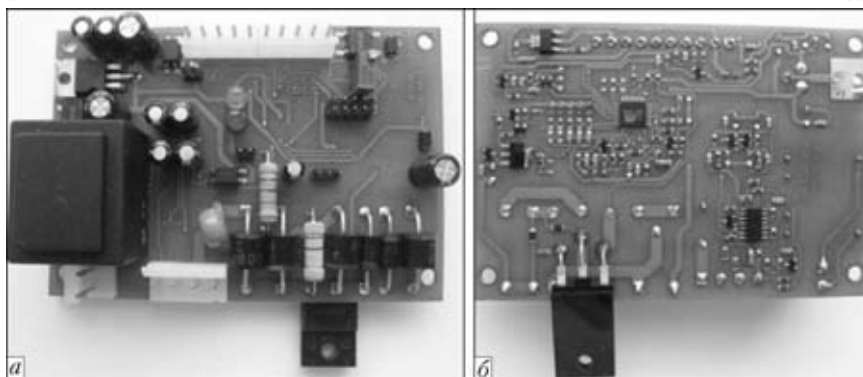


Рис. 3. Внешний вид лицевой (а) и тыльной (б) сторон платы импульсного стабилизатора сварочной дуги переменного тока

микросекунд), что приводит к возникновению перенапряжения на разрядном промежутке, его пробоем и зажиганию сварочной дуги. Если при этом напряжение источника питания возрастает до требуемого значения (напряжения зажигания — U_3), то дуга надежно продолжает гореть в течение всей части полупериода. В противном случае горение дуги устанавливается действием второго импульса, который следует через $1/4$ периода и почти совпадает с максимальным значением напряжения источника питания, за счет чего обеспечивается надежное возбуждение и дальнейшее горение дуги.

При включении сварочного трансформатора I на его выходных клеммах, а также на разрядном промежутке δ появляется напряжение холостого хода $U_{x.x}$, изменяющееся по синусоидальному закону. В момент достижения нулевого значения ($U_{x.x} = 0$) блок управления 4 включает в работу высоковольтный транзистор 3 , что приводит к появлению перенапряжения, пробоем разрядного промежутка δ и зажиганию дуги. Если энергия импульса или напряжение источника питания в этот момент будут недостаточными для поддержки дугового разряда, то стабильное зажигание дуги обеспечивается вторым импульсом, который появится в момент, близкий к максимальному напряжению источника питания. Блок управления непрерывно следит за напряжением дуги и управляет подачей импульсов энергии в разрядный промежуток при изменении полярности.

Нарушение стабильности процесса сварки может быть вызвано не только изменением полярности, но и обрывами дуги и другими причинами. Предложенное устройство позволяет восстановить горение дуги и в этих случаях. Время восстановления зависит от того, в какой момент периода произойдет обрыв дуги. Включение трансформатора в начале процесса происходит в любой момент периода, но коммутатор срабатывает

только при изменении полярности. Дуга сразу может и не возбудиться, так как в начале процесса в сварочном контуре еще не накоплено достаточно энергии. При этом разрядный промежуток не имеет остаточной ионизации и напряжение на нем в этот момент может быть равно нулю. Однако следующий за первым через четверть периода (время установлено оператором) второй импульс, совпадающий с максимальным значением напряжения холостого хода и суммирующийся с ним, обеспечит надежное зажигание дуги. Отметим, что появление импульса энергии при горении дуги не окажет заметного влияния на процесс сварки в связи с кратковременностью действия импульса.

Если обрыв дуги произойдет в первой четверти периода, то ее легко восстановить благодаря импульсу, следующему за первым через четверть периода и совпадающему с амплитудным значением напряжения холостого хода. Зажигание дуги несколько затянется, если ее обрыв произойдет в части периода на спаде синусоиды напряжения. Она может не возбудиться при смене полярности, но зажжется вторым импульсом, также суммирующимся с максимумом напряжения холостого хода.

Новые импульсные устройства (рис. 3) уже нашли промышленное применение в качестве стабилизаторов дуги переменного тока и осцилляторов при аргонодуговой сварке и в других случаях.

1. *Сварочные источники питания с импульсной стабилизацией горения дуги* / Б. Е. Патон, И. И. Заруба, В. В. Дыменко, А. Ф. Шатан. — Киев: Екотехнологія, 2008. — 248 с.
2. *А. с. 427805. Устройство для возбуждения и питания маломощной дуги* / В. М. Лобачев, И. И. Заруба, В. Д. Шелягин, В. К. Мохнач. — Приор. от 15.02.1971; опубл. 15.05.74, Бюл. № 18.
3. *Пат. Україна 62596. Пристрій для початкового та повторних запалювань зварювальної дуги змінного струму* / Б. Є. Патон, І. І. Заруба, В. В. Андреев та ін. — Опубл. 12.09.2011, Бюл. № 17.

Peculiarities of the methods used for pulse stabilisation of the welding arc are considered. The fundamentally new approach and design of the pulse stabiliser of the AC welding arc are offered.

Поступила в редакцию 25.10.2011



ПРИВОД СЖАТИЯ ЭЛЕКТРОДОВ ДЛЯ МАШИН КОНТАКТНОЙ ТОЧЕЧНОЙ МИКРОСВАРКИ

Ю. Н. ЛАНКИН, д-р техн. наук, В. Ф. СЕМИКИН, канд. техн. наук,
П. П. ОСЕЧКОВ, Е. Н. БАЙШТРУК, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработан привод сжатия электродов для машин контактной точечной микросварки на основе применения шагового двигателя для пружинного дозирования усилия сжатия. Привод позволяет реализовать сложные циклограммы сжатия электродов и программное изменение скорости их перемещения.

Ключевые слова: контактная точечная микросварка, привод сжатия электродов, микроуправление

Привод сжатия электродов для машин контактной точечной сварки должен обеспечивать перемещение верхнего электрода относительно неподвижного нижнего и сжатие свариваемых деталей с заданным усилием. В машинах контактной точечной микросварки рабочий ход подвижного электрода обычно составляет 5...20 мм, а усилие сжатия электродов регулируется в пределах 1...80 Н [1].

Исходя из особенностей процесса контактной точечной сварки схема ее оптимальной циклограммы должна соответствовать приведенной на рис. 1 [2]. Циклограмма имеет три стадии: I, II и III. На I стадии предварительное обжатие $F_{обж}$ служит для устранения зазоров между деталями, получения требуемых значений контактных сопротивлений электрод-деталь в холодном состоянии. Монотонное нарастание $F_{св}$ на II стадии позволяет поддерживать стабильное давление между деталями несмотря на рост площади контакта и диаметра жидкого ядра. На III стадии можно выделить два участка а и б: на небольшом первом участке $F_{св}$ является постоянным (обычно в течение 0,03...0,10 с) для некоторого охлаждения наружных слоев металла деталей и предупреждения глубоких вмятин при проковке; на втором — прикладывают и поддерживают длительное ковочное усилие F_k для снижения растягивающих напряжений, уменьшения короблений узлов, предупреждения горячих трещин и раковин. Однако на практике циклограмму усилия упрощают в зависимости от толщины, свойств, конфигурации и ответственности узлов, качества сборки, а также реальных возможностей сварочного оборудования.

В машинах для контактной точечной микросварки с целью перемещения подвижного электрода и получения усилия сжатия свариваемых деталей применяют следующие приводы: педально-грузовой, пружинный, пневматический, гидравлический, электромагнитный и пневмогидравличес-

кий. Для машин контактной точечной микросварки малых толщин широкое распространение получили пружинные приводы [1], создающие усилие за счет сжатия пружин, которое производится путем нажатия ножной педали сварщиком с помощью отдельного пневмопривода, электромагнита или электропривода с эксцентриком.

Ниже описывается пружинный привод перемещения и сжатия электродов на основе линейного привода с шаговым двигателем (ШД). Кинематическая схема привода приведена на рис. 2. Корпус 7 привода перемещения и сжатия электродов неподвижен и крепится к станине машины для контактной точечной микросварки. Электрод 8 совместно со стаканом 4 перемещается по фторопластовым направляющим 5 относительно корпуса 7. Перед сваркой электрод 8 вместе со стаканом 4 находится в верхнем положении, т. е. электрод поднят. При включении двигателя 1 «на вращение» начинает вращаться соединенный с валом двигателя винт 2. В результате гайка 3 перемещается по винту вниз. Гайка через пружину 6 воздействует на стакан 4 и связанный с ним электрод 8. Последний перемещается вниз до касания поверхности свариваемой детали. Ввиду ма-

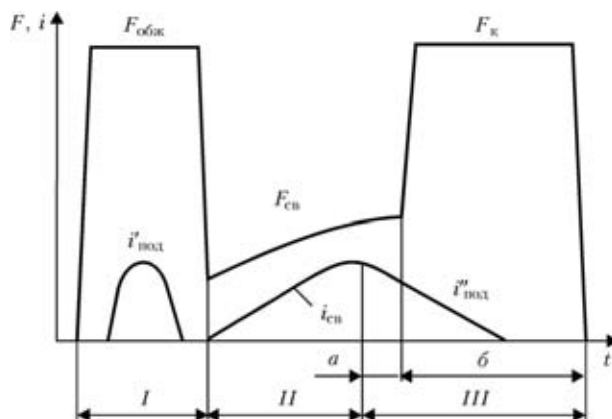


Рис. 1. Схема оптимальной циклограммы точечной сварки: $i_{св}$ — ток сварки; $i'_{под}$ — ток подогрева; $i''_{под}$ — послесварочный ток подогрева

лости силы трения скольжения в контакте полированный стакан 4 – фторопластовые направляющие 5 пружина 6 практически не сжимается.

После касания электродом поверхности свариваемой детали движение электрода прекращается и перемещающаяся вниз гайка 3 начинает сжимать пружину 6. Усилие сжатия пружины передается электроду 8, создавая сварочное усилие. Значение этого усилия пропорционально сжатию пружины, т. е. ходу гайки, и легко регулируется количеством шагов ШД 1 после касания электрода свариваемого изделия.

Для получения качественных микросварных соединений при сварке проволоки с листом, проволоки с проволокой и т. д. необходимо, чтобы механизм сжатия имел малую инерционность [1]. Разработанный привод полностью отвечает этому требованию. В нем масса подвижной части определяется массами только электрода 8 и стакана 4, т. е. минимальна.

Применение ШД значительно упрощает систему управления, так как не требуются датчики перемещения для определения перемещения электрода и сжатия пружины. Структурная схема управления приводом сжатия электродов приведена на рис. 3. Основные функции управления выполняет микроконтроллер 3 компании «Microchip». На его входы подаются сигналы с пульта управления 2 и датчика 1 касания электродов свариваемого изделия. Микроконтроллер 3 подает сигналы управления на контроллер ШД 4. Выходные сигналы контроллера 4 управляют полномостовым драйвером 5, к которому подключен ШД 6. Униполярный четырехобмоточный ШД с постоянными магнитами ДШИ-200-2 обеспечивает крутящий момент 0,225 Н·м на частоте приемистости 1000 Гц.

Угол поворота вала двигателя при отработке одного управляющего импульса составляет $1,8^\circ$ (200 имп./об). Микроконтроллер 3 подает на контроллер двигателя 4 серию импульсов, частота которых определяет скорость двигателя, а количество — угол поворота вала, следовательно, длину перемещения гайки 3 (рис. 2). Кроме того, микроконтроллер задает направление вращения и длину шага двигателя. Контроллер 4 позволяет уменьшать шаг двигателя вдвое (от 1,8 до 0,9 град/шаг) для получения более плавного хода двигателя.

На пульте управления 2 расположены кнопки задания режима и включения сварки, а также алфавитно-цифровой дисплей параметров.

Максимальная частота приемистости ДШИ-200 (максимальная управляющая частота, при которой ненагруженный двигатель может запускаться и останавливаться без пропуска шагов) составляет 1000 Гц. Для достижения большей скорости вращения применяется плавный разгон путем пос-

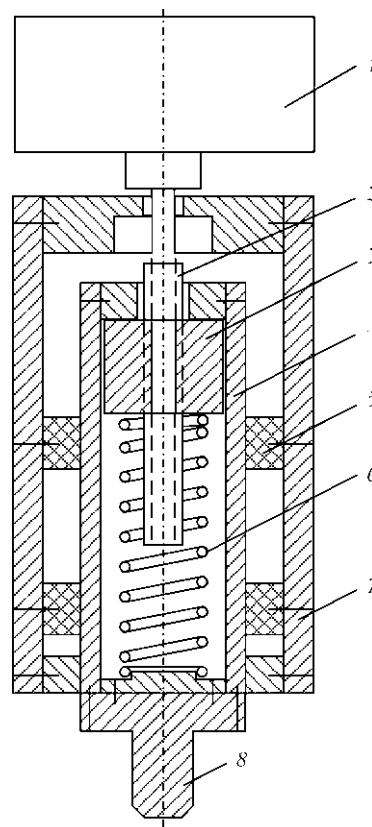


Рис. 2. Кинематическая схема пружинного механизма привода сжатия электродов с шаговым двигателем: 1–8 — см. в тексте

тепного повышения управляющей частоты. Для нашего привода плавный разгон позволил увеличить частоту шагов ШД вдвое по сравнению с частотой приемистости.

Благодаря применению ШД и микропроцессорного управления разработанный привод дает возможность реализовать любой алгоритм перемещения и сжатия электродов, например указанные в работе [1]. На рис. 4 приведена реализация отработки циклограммы перемещения и усилия сжатия электродов, сходная с изображенной на рис. 1. Усилие сжатия электродов задается количеством шагов ШД. Максимальное усилие сжатия, составляющее 60 Н, изменяется с дискретностью 0,07 Н и максимальной скоростью 120 Н/с.

Как и для усилия сжатия электродов, длина перемещения электрода определяется количеством шагов ШД путем подачи на него с микрокон-

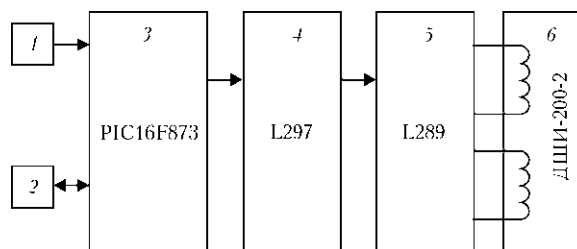


Рис. 3. Структурная схема управления приводом сжатия электродов: 1–6 — см. в тексте

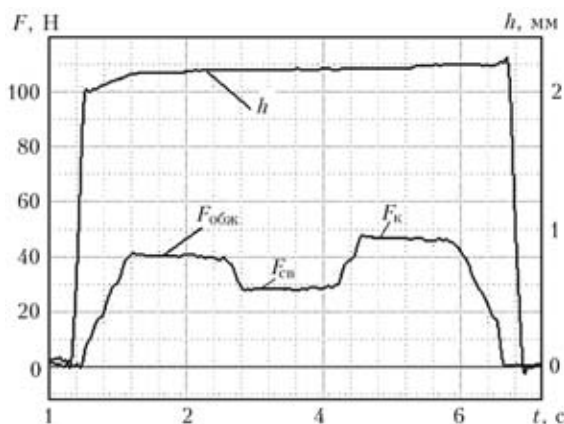


Рис. 4. Циклограмма работы привода перемещения и сжатия электродов (h — путь перемещения электрода)

троллера заданного количества управляющих импульсов, а скорость перемещения — частотой этих импульсов. Указанные параметры могут изменяться в широких пределах. Максимальный ход электрода — 10 мм, дискретность задания перемещения — 0,07 мм и максимальная скорость перемещения — 14 мм/с. Привод позволяет осуществлять безударную работу электродов путем

программного снижения скорости ШД перед касанием электрода свариваемого изделия. Благодаря этому уменьшается механический износ рабочего торца электрода и увеличивается интервал времени между заточками, повышается производительность и увеличивается срок службы электродов.

Заключение. Разработанный привод сжатия электродов для машин контактной точечной микросварки обеспечивает прецизионную отработку задания перемещения и изменения усилия сжатия электродов по программам любой сложности. Привод характеризуется компактностью, относительной простотой и малой инерционностью подвижной части. Его недостатком является меньшее быстродействие по сравнению с пневматическими и гидравлическими приводами сжатия электродов.

1. Моравский В. Э., Ворона Д. С. Технология и оборудование для точечной и рельефной конденсаторной сварки. — Киев: Наук. думка, 1985. — 272 с.
2. Технология и оборудование контактной сварки / Б. Д. Орлов, А. А. Чакалев, Ю. В. Дмитриев и др. — М.: Машиностроение, 1986. — 352 с.

A compression drive for electrodes of resistance spot microwelding machines was developed, which is based on application of step motor for spring dosing of the compression force. The drive allows realization of complex cyclograms of electrode compression and programmed change of their displacement velocities.

Поступила в редакцию 15.11.2011

ВЫХОДИТ В СВЕТ!

Неразрушающий контроль в Украине: Справочник / Под ред. В. А. Троицкого и Ю. Н. Посыпайко. — Киев: Украинское о-во неразрушающего контроля, 2012. — 144 с.

Приведены сведения об организациях Украины, связанных с использованием физических методов неразрушающего контроля (акустических, радиационных, электромагнитных, проникающих веществ и др.) для оценки качества материалов и ответственных сооружений, о предприятиях, изготавливающих и поставляющих приборы, материалы и оборудование для дефектоскопии и технической диагностики, осуществляющих подготовку и сертификацию специалистов по неразрушающему контролю, а также о стандартизации и метрологии в области неразрушающего контроля. Приведена информация об Украинском обществе неразрушающего контроля и технической диагностики, итогах профессиональных конкурсов, научных конференциях, практических семинарах и других мероприятиях, которые проводятся в Украине для пропаганды физических методов неразрушающего контроля качества ответственных сооружений.

По вопросу приобретения справочника следует обращаться в редакцию журнала «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» (тел. +38 (044) 205 23 90)

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СПОСОБА ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ С БОКОВОЙ ПОДАЧЕЙ ПРИСАДОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ

К. П. ШАПОВАЛОВ, инж. (ПАО «НКМЗ», г. Краматорск),
Н. А. МАКАРЕНКО, д-р техн. наук (Донбас. гос. машиностроит. акад., г. Краматорск),
Л. А. ГРАНОВСКАЯ, инж. (ОАО «СИС-Сода», г. Славянск)

Усовершенствован способ плазменной наплавки с боковой подачей проволок сплошного сечения и порошковых проволок. Отличительной особенностью способа является попеременно чередующийся импульсный характер горения дуг прямой полярности неплавящийся электрод плазмотрона — изделие и неплавящийся электрод плазмотрона — проволока, что увеличивает производительность наплавки и уменьшает глубину проплавления основного металла.

Ключевые слова: плазменная наплавка, присадочная проволока, магнитное дутье, плазменная дуга прямой полярности, попеременно чередующийся режим горения, повышение производительности наплавки, проплавление основного металла

Для промышленного применения разработаны несколько способов плазменной наплавки с боковой подачей присадочной проволоки [1–3]:

наплавка плазменной струей с токоведущей присадочной проволокой при электрически нейтральном изделии (рис. 1, а);

наплавка плазменной дугой с нейтральной присадочной проволокой (рис. 1, б);

наплавка двойной дугой, при которой плазмотрон, проволока и изделие находятся под напряжением (рис. 1, в).

Анализ показывает, что каждый из способов имеет свои преимущества и недостатки. При наплавке с электрически нейтральным изделием плазменная дуга горит между присадочной проволокой и неплавящимся электродом плазмотрона. В

этом случае производительность наплавки возрастает, однако из-за малого тепловложения в основной металл существует вероятность появления несплавлений. Основными недостатками второго способа плазменной наплавки с электрически нейтральной присадочной проволокой является малая производительность процесса. Наибольшее распространение получил третий способ, предусматривающий горение двух дуг: одной между неплавящимся электродом плазмотрона и изделием, второй — между неплавящимся электродом плазмотрона и присадочной проволокой. При этом при изменении тока двух дуг можно осуществлять регулировку тепловложения как в проволоку, так и в изделие.

Однако при одновременном горении двух дуг и их электромагнитном взаимодействии наблюдается явление магнитного дутья, вследствие чего необходимо ограничивать ток дуги неплавящийся электрод плазмотрона — присадочная проволока. Ее максимальное значение можно выбрать из соотношения [4]:

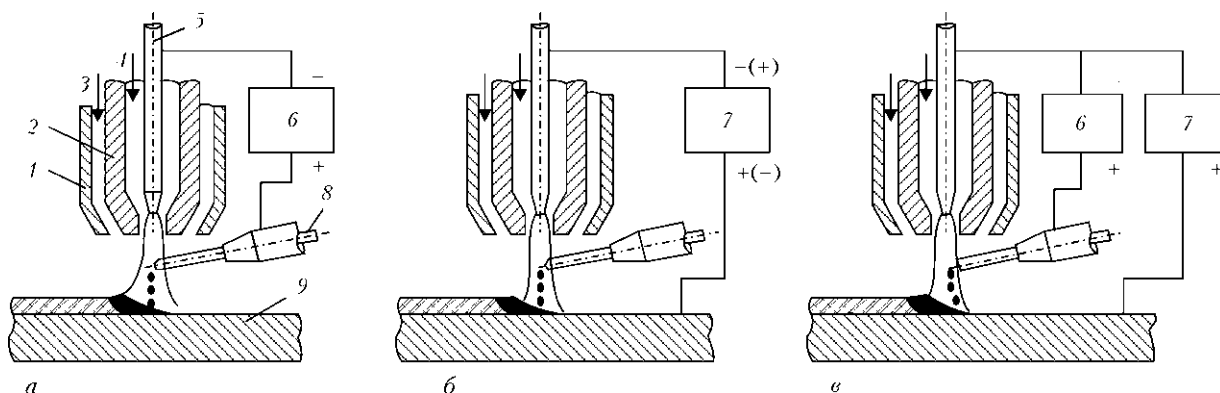


Рис. 1. Схемы плазменной наплавки с боковой подачей присадочной проволоки плазменной струей с токоведущей присадочной проволокой (а), плазменной дугой с нейтральной присадочной проволокой (б) и двойной дугой (в) [3]: 1, 2 — соответственно защитное и плазмообразующее сопло; 3, 4 — соответственно защитный и плазмообразующий газ; 5 — электрод; 6, 7 — соответственно источник питания косвенной дуги и дуги прямого действия; 8 — проволока; 9 — изделие

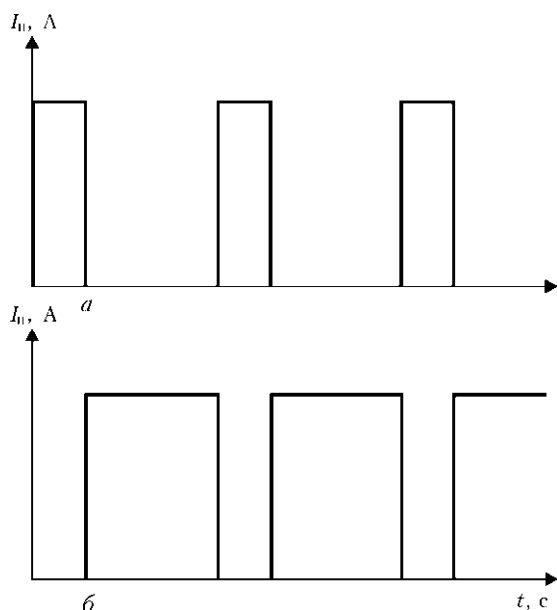


Рис. 2. Диаграмма работы установки TOP-350: *а* — ток дуги неплавящийся электрод плазматрона — изделие; *б* — ток дуги неплавящийся электрод плазматрона — присадочная проволока

$$I_{np}(A) = 0,266I + 90.$$

При этом невозможно получить производительность наплавки более 10 кг/ч [4], а также уменьшить глубину проплавления основного металла, что приводит к увеличению затрат на наплавку.

Таким образом, известные способы плазменной наплавки с боковой подачей присадочной проволоки имеют те или иные недостатки и задача повышения технико-экономических показателей этого процесса остается актуальной.

Цель данной работы заключалась в повышении эффективности процесса плазменной наплавки с присадочной проволокой путем увеличения тепловложения в присадочную проволоку при контролируемом тепловложении в основной металл.

Для достижения поставленной цели требовалось свести к минимуму эффект магнитного дутья, возникающий при взаимодействии двух дуг. Для решения этой задачи был разработан способ плазменной наплавки с попеременно чередующимся горением дуги прямой полярности. Способ предусматривает в каждый из моментов времени горение только одной дуги: неплавящийся электрод плазматрона — изделие или неплавящийся электрод плазматрона — присадочная проволока (рис. 2), что позволяет исключить взаимное электромагнитное влияние дуг.

Регулируя длительность импульсов тока и их значение, можно легко изменять количество теплоты, которая вкладывается в присадочную проволоку и изделие, добиваясь при этом необходимой производительности наплавки и уменьшения глубины проплавления основного металла. Уменьшение глубины проплавления основного метал-

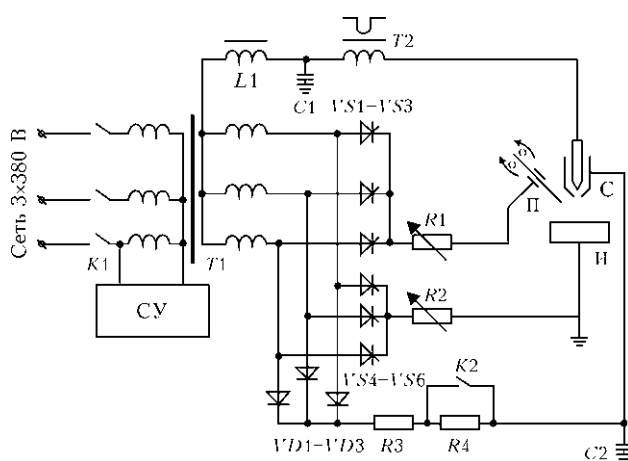


Рис. 3. Упрощенная принципиальная схема источника питания установки TOP-350: *T1* — силовой трансформатор; *T2* — трансформатор возбуждателя дуги; *VD1–VD3* — диоды; *K1*, *K2* — контакторы; *R1*, *R2* — балластные реостаты; *R3*, *R4* — резисторы

ла в ряде случаев позволяет заменить многослойную наплавку однослойной, что существенно влияет на себестоимость наплавляемых деталей.

Для реализации разработанной технологии была создана установка TOP-350 для плазменной наплавки плоских деталей. Принципиальная схема источника питания установки приведена на рис. 3. Источник питания функционирует следующим образом. Дежурная дуга зажигается возбуждателем дуги, импульсный трансформатор *T2* которого включен последовательно в цепь неплавящегося электрода плазматрона. При этом контактор *K2* замкнут, ток дежурной дуги ограничен резистором *R3* и составляет около 60 А. При касании присадочной проволоки изделия возбуждается основная дуга, при этом контактор *K2* размыкается и ток дежурной дуги дополнительно ограничивается резистором *R4* до 20...25 А. Схема управления (CU) поочередно включает группы тиристоров *VS1–VS3* либо *VS4–VS6*, подающих питание на присадочную проволоку или изделие. Следует отметить, что тиристоры работают в ключевом режиме, а регулировка тока в каждой из дуг осуществляется балластными реостатами. Внешний вид источника питания установки показан на рис. 4.

При включенных тиристорах *VS1–VS3* и выключенных тиристорах *VS4–VS6* установка работает в режиме с электрически нейтральным изделием, в случае постоянного включения тиристоров *VS4–VS6* при выключенных *VS1–VS3* — в режиме с электрически нейтральной присадочной проволокой. При постоянно включенных тиристорах *VS1–VS3* и *VS4–VS6* установка работает в обычном режиме плазменной наплавки с токоведущей присадочной проволокой. Источник питания включает автономную систему охлаждения плазматрона.

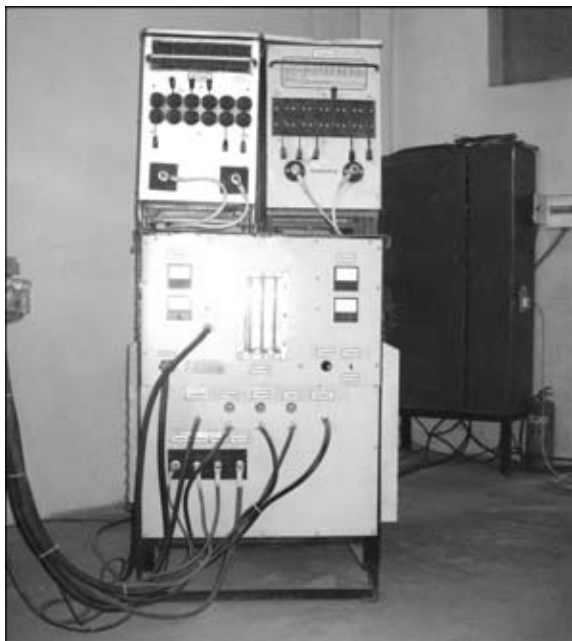


Рис. 4. Источник питания установки TOR-350 для плазменной наплавки плоских изделий с использованием противофазно-импульсного тока

Предварительные исследования показали, что, применяя плазменную наплавку с попеременно чередующимся горением дуг, можно повысить производительность до 16 кг/ч, при этом глубина проплавления основного металла составляет не более 2 мм.

Установка применяется в производственных условиях для наплавки пластин высокохромистым сплавом на основе железа, стойким к абразивному изнашиванию. Наплавка пластин из стали 20 толщиной 40 мм ведется с предварительным подогревом до 600 °С в печи, после наплавки они выдерживаются в печи при той же температуре в течение 20 мин, после чего охлаждаются вмес-

те с печью. При этом использовали следующий режим наплавки: ток импульса дуги неплавящийся электрод плазматрона – изделие 160 А, неплавящийся электрод плазматрона – проволока 210 А; длительность импульса тока дуги неплавящийся электрод плазматрона – изделие 0,1 с; неплавящийся электрод плазматрона – проволока 0,3 с; скорость наплавки 8,72 м/ч; расход аргона: плазмообразующего 4,0, защитного 18 л/мин.

Следует отметить, что с увеличением длительности импульсов происходит ухудшение качества формирования наплавленного валика.

Выводы

1. Показано, что плазменная наплавка двойной дугой с боковой подачей присадочной проволоки и с попеременно чередующимся горением импульсной дуги прямой полярности увеличивает производительность и уменьшает глубину проплавления основного металла.

2. Установлено, что для обеспечения хорошего формирования наплавленного металла длительность импульсов тока не должна превышать 0,3 с.

3. Создана установка для плазменной наплавки присадочной проволокой с попеременно чередующимся горением импульсной дуги. Установка универсальна, так как позволяет реализовывать и другие способы плазменной наплавки.

1. *Плазменная наплавка металлов* / А. Е. Вайнерман, М. Х. Шоршоров, В. Д. Веселков, В. С. Новосадов. — Л.: Машиностроение, 1969. — 192 с.
2. *Сидоров А. И.* Восстановление деталей машин напылением и наплавкой. — М.: Машиностроение, 1987. — 192 с.
3. *Гладкий П. В., Переплетчиков Е. Ф., Рябцев И. А.* Плазменная наплавка. — Киев: Екотехнологія, 2007. — 292 с.
4. *Characteristics of plasma arc welding with wire addition* / T. Hiroya, M. Misuaki, I. Shaji, S. Itsuhiko // Trans. Sap. Welding Soc. — 1978. — № 1. — P. 35–40.

A method of plasma surfacing with side feeding of solid and flux-cored wires was improved. A feature of this method is an alternating pulsed nature of arcing of straight polarity arcs between «plasmatron nonconsumable electrode – item» and «plasmatron nonconsumable electrode – wire» that increases surfacing efficiency and decreases base metal penetration depth.

Поступила в редакцию 18.11.2011

Международная конференция «Ti-2012 в СНГ»

22–25 апреля 2012

г. Казань, Россия

Очередная ежегодная международная конференция «Ti-2012 в СНГ» будет проведена в Казани с 22 по 25 апреля 2012 г.

Контакты: www.titan-association.com



У ИСТОКОВ КОМПЛЕКСНОГО РАЗВИТИЯ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА

80 лет назад Евгений Оскарович Патон впервые в мире выдвинул идею о комплексной разработке теории и практики сварки и начал формировать специализированное научно-исследовательское и проектно-конструкторское учреждение, призванное решать различные задачи на пути развития сварочного производства

Известный мостостроитель академик Евгений Оскарович Патон в 1929 г. решает при сооружении мостов применить сварку и организует электросварочную лабораторию. Ученый достаточно быстро разработал рациональные сварные узлы перекрытий, конструкций машин и котлов, методы испытаний и расчетов швов на прочность, приступил к проектированию мостового перекрытия, начал консультировать проектировщиков и производственников. В СССР и других странах сварку при ремонте и строительстве мостов уже применяли, однако многие специалисты не хотели отказываться от клепки и нютования (соединения болтами), опасаясь разрушений, подобных тем, которые случились с мостами через канал Альберта в Бельгии. За три года Е. О. Патон с несколькими сотрудниками выполнил большой объем исследований деформаций, разработал ряд сварных конструкций и доказал, что проектировщики не учитывали особенности сварки и простая замена технологий приводила к катастрофам. Он пришел к выводу, что успех развития и внедрения сварки зависит от решения ряда проблем, лежащих в металлургической, электротехнической и многих других плоскостях. Убедившись, что качество шва зависит от мастерства сварщика, Е. О. Патон ставит задачу создать надежный способ сварки автоматическими аппаратами.

В 1932 г. на выездных сессиях ВУАН в Харькове (в то время столице УССР) и в городах Донбасса Е. О. Патон выступает в производственных коллективах и перед широкой общественностью с докладами о проблемах и преимуществах сварочного производства. В специализированных журналах и отдельными брошюрами на русском и украинском языках была издана его статья «Пути развития электросварки во второй пятилетке». В ней сделан всесторонний анализ состояния дуговой и контактной сварки, доказана необходимость широкого применения прогрессивных технологий, высказана идея о решающей роли механизации и автоматизации сварки, намечены пути решения поставленных задач.

В 1933 г. уровень научных работ, которые выполняла лаборатория под руководством Е. О. Патона, уже соответствовал требованиям академического института. Создание такого института бы-



Е. О. Патон среди участников I Всесоюзной конференции по сварке под флюсом (1940 г.)

ло утверждено Президиумом Всеукраинской академии наук 3 января 1934 г. В соответствии с правительственным постановлением институт получил официальный статус — Институт электросварки (ИЭС), а его директором до конца жизни оставался Е. О. Патон. Он создал первый в мире специализированный научно-исследовательский институт сварки со структурой, которая обеспечивает быстрое выполнение всего цикла работ от научно-технической идеи и специальных исследований до создания и внедрения технологий и оборудования. В конструкторском отделе продолжали проектировать аппараты, подающие электродную проволоку с различными системами покрытия. Одновременно в институте интенсивно разрабатывались различные способы защиты зоны сварки и повышения качества шва. Тем временем Е. О. Патон продолжал проектировать сварные конструкции и консультировать их производство. В 1930 г. на сварку начали переводить производство оборудования сахарных заводов, сеялок. В 1932 г. на заводе «Ленинская кузница» в Киеве было сварено первое судно из серии речных судов. В 1933 г. на заводе «Красный котельщик» в Таганроге освоена сварка паровых котлов.

В 1935 г. в ИЭС разработана сварочная головка А-66, обеспечивающая скорость подачи электродной проволоки в зависимости от падения напряжения на дуге. К концу 1930-х годов в технологическом отделе были выполнены металлургичес-



кие исследования, разработаны составы первых в СССР плавящихся флюсов, кремнемарганцевая проволока и технология скоростной дуговой сварки конструкционной стали голой проволокой под слоем флюса.

В июне 1940 г. в ИЭС на конференции была продемонстрирована автоматическая сварка стыкового шва листов толщиной 13 мм за один проход со скоростью 30 м/ч. Новый способ сварки поразил производителей — он оказался в 11 раз более производительным, чем ручная дуговая сварка.

20 декабря 1940 г. вышло Постановление Совета Народных Комиссаров СССР и ЦК ВКП(б) о внедрении автоматической сварки под флюсом

в шестимесячный срок на 20 крупнейших заводах страны. Е. О. Патон был назначен членом Совета по машиностроению при СНК СССР; ему поручалось руководство выполнением этого постановления. Одновременно на него возлагались обязанности руководителя отдела электросварки ЦНИИТМаш (в Москве) с сохранением руководства ИЭС. В январе 1941 г. на Днепропетровском заводе металлоконструкций им. В. М. Молотова воплотилась в жизнь мечта Е. О. Патона — была налажена автоматическая сварка балок перекрытия моста через реку Днепр. В марте 1941 г. за разработку скоростной сварки под флюсом Е. О. Патон был удостоен Сталинской премии первой степени.

А. Н. Корниенко, д-р ист. наук

2-я МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ И РЕНОВАЦИЯ ИЗДЕЛИЙ»

28.05–01.06 2012

Ялта, Крым, Украина

Тематика конференции:

- научные основы инженерии поверхности
- материаловедение
- физико-химическая механика материалов
- физико-химия контактного взаимодействия
- износ- 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 практический семинар «Сварка, наплавка и другие реновационные технологии на предприятиях горно-металлургической, машиностроительной промышленности и на транспорте»

Организаторы: Ассоциация технологов-машиностроителей Украины

Контакты: 04074, г. Киев, ул. Автозаводская, 2.
Тел./факс: +38044-430-85-00. E-mail: atmu@ism.kiev.ua



ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ЧАСТИЦ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА НА ИХ МИКРОТВЕРДОСТЬ, ХИМИЧЕСКУЮ НЕОДНОРОДНОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИОННОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

А. П. ЖУДРА, В. И. ДЗЫКОВИЧ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Описаны результаты исследований сферических и несферических частиц карбидов вольфрама $WC-W_2C$, полученных путем термоцентробежного напыления. Проведен их химический и энергодисперсионный спектральный анализы, исследована износостойкость наплавленных образцов. Показано, что некоторая часть частиц несферической формы может использоваться при наплавке композиционных покрытий.

Ключевые слова: карбиды вольфрама, термоцентробежный способ распыления, сферические частицы, несферические частицы, композиционный наплавленный металл

При производстве гранулированных порошков карбида вольфрама по различным технологиям [1] в готовом материале содержится определенное количество несферических частиц, наличие которых значительно ухудшает текучесть порошков. В результате нарушается стабильность работы дозирующих устройств при плазменно-порошковом, лазерном и других способах наплавки.

Разработан специальный вибростенд, с помощью которого можно отделять частицы несферической формы от общей массы гранулированных порошков и получать порошки со значительно меньшим их содержанием [2]. Однако полностью отделить частицы несферической формы даже с использованием вибростенда не удается.

Авторами поставлена задача исследовать химическую неоднородность частиц карбида вольфрама различных форм, полученных термоцентробежным способом распыления, а также влияние частиц несферической формы на износостойкость композиционного наплавленного металла.

Для исследований отбирались пробы порошков карбида вольфрама сферической и несферической

форм (гранулометрический состав 100...250 мкм), полученных способом термоцентробежного распыления.

Химическую микрон неоднородность порошков карбида вольфрама различных форм изучали на растровом электронном микроскопе CAM SCAN 4 + LINK — система ENERGY 2000 (энергодисперсионный анализатор) [3]. На рис. 1 приведено распределение вольфрама, углерода и железа в исследуемых частицах, а в табл. 1 — результаты элементного анализа в отдельных локальных точках.

Следует отметить, что при проведении точечного анализа возможно нагорание углерода на поверхности исследуемой частицы. В связи с этим

Т а б л и ц а 1. Данные микрорентгеноспектрального анализа частиц порошка различной формы

Форма частиц	Массовая доля элементов, %		
	C	Fe	W
Несферическая	3,7	—	96,30
	13,24	0,60	86,16
	9,27	0,73	90,00
Сферическая	4,85	—	95,14
	4,79	0,31	94,90
	4,93	0,10	94,97

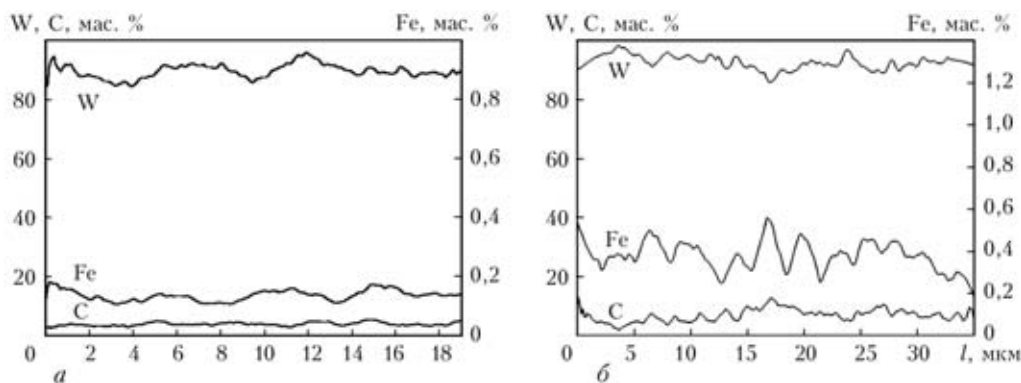


Рис. 1. Кривые распределения элементов в несферической (а) и сферической (б) частицах; l — длина секущей



Т а б л и ц а 2. Содержание углерода в частицах и их микротвердость

Форма частиц	Массовая доля углерода, %	HV 100, МПа
Несферическая	4,12	2764±187
Сферическая	3,96	2914±254

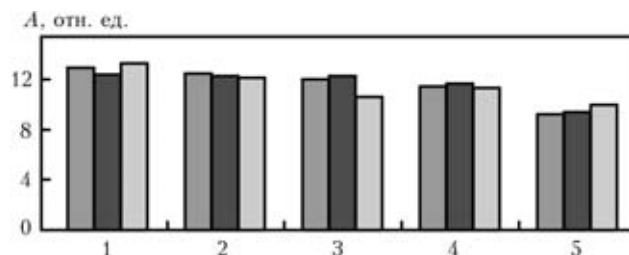


Рис. 2. Диаграмма износостойкости (A) образцов, наплавленных композиционными сплавами, содержащими различное количество частиц карбида вольфрама несферической формы: 1 — 100 % частиц порошка сферической формы; 2 — 80 % частиц порошка сферической формы + 20 % частиц порошка несферической формы; 3 — 50 % частиц порошка сферической формы + 50 % частиц порошка несферической формы; 4 — 100 % частиц порошка несферической формы; 5 — 100 % частиц порошка дробленого карбида вольфрама; 1–4 — порошки, полученные термоцентробежным способом распыления

показатели по углероду становятся завышенными. При сканировании большей площади исследуемой частицы эти результаты выглядят значительно точнее, однако наиболее достоверными следует считать данные, полученные при определении содержания углерода методом химического анализа (табл. 2).

Исследования показали, что частицы сферической формы имеют более стабильные значения по химическому составу и микротвердости. Для изучения износостойкости композиционных покрытий, полученных при использовании порошка карбида вольфрама в качестве износостойкой составляющей, наплавлены образцы диаметром 10 мм и длиной 20 мм из стали Ст3. В качестве сплава связки для всех образцов использовали мельхиор марки МНМц60-20-20. Наплавку образцов производили в графитовых тиглях плазменной дугой. Наплавлено

по три образца с различным содержанием частиц несферической формы.

Исследования износостойкости выполняли на установке НК-М [4]. Изнашивание по этой методике производили полужакрепленным абразивом, в качестве которого использовали кварцевый песок. Эталонами служили образцы из отожженной стали 45. Для сравнения испытывали образцы, наплавленные дробленым карбидом вольфрама.

Как показали результаты исследований (рис. 2), износостойкость наплавленных образцов, армирующая фаза которых содержит до 20 % частиц несферической формы, всего на 10...12 % ниже, чем у образцов со сферической армирующей фазой. Следовательно, некоторое количество несферических частиц вполне допустимо использовать в составе композиционного наплавленного металла с упрочняющей фазой на основе карбидов вольфрама.

Таким образом, частицы карбида вольфрама сферической формы, полученные способом термоцентробежного распыления, имеют более однородный химический состав по углероду и вольфраму, а износостойкость наплавленных образцов, армирующая фаза которых содержит до 20 % частиц несферической формы, всего на 10...12 % ниже, чем у образцов со сферической армирующей фазой, что допустимо при использовании в композиционных наплавленных слоях.

1. Жудра А. П., Дзыкович В. И., Белый А. И. Свойства порошков карбидов вольфрама, полученных по различным технологиям // Автомат. сварка. — 2010. — № 6. — С. 28–31.
2. Богатырева Г. П., Ильницкая Г. Д., Петасюк И. Д. Повышение качества порошков карбида вольфрама. Породо-разрушающий и металлообрабатывающий инструмент — техника и технология его изготовления и применения // Сб. науч. тр. ИСМ. — 2010. — Вып. 13. — С. 113–117.
3. Дзыкович В. И. Исследование и разработка материалов для износостойкой наплавки на основе сфероидизированных гранул карбидов вольфрама: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 2010. — 25 с.
4. Юзвенко Ю. А., Гавриш В. А., Марьенко В. И. Лабораторные установки для оценки износостойкости наплавленного металла // Теоретические и технологические основы наплавки. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1979. — С. 27–32.

The paper describes the results of investigation of spherical and non-spherical particles of tungsten carbide WC-W₂C produced by the method of thermal centrifugal spraying. Their chemical and energy-dispersive spectral analyses are conducted, and wear resistance of sprayed samples is studied. It is shown that a certain part of the non-spherical particles can be used in deposition of composite coatings.

Поступила в редакцию 25.10.2011



ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Б. Ф. Стефанив (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины) защитил 22 декабря 2011 г. кандидатскую диссертацию на тему «Разработка бескадмиевых припоев и технологии пайки горнодобывающего инструмента с алмазно-твердосплавными пластинами».

Диссертация посвящена проблеме создания бескадмиевых припоев на основе системы Ag–Cu–Zn и созданию современного высокопроизводительного породоразрушающего инструмента для прохождения скважин для добычи рассеянного метана.

Исследовано влияние олова в интервале концентраций 3...10 мас. % на структуру, интервалы плавления и химическую неоднородность сплава системы Ag–Cu–Zn, определена площадь растекания припоев на твердосплавных пластинах и нержавеющей стали, а также прочность паяных соединений. Установлено, что исследуемые припои при содержании олова до 5 мас. % можно применять как замену известных кадмиевых припоев при пайке сталей, но их нельзя рекомендовать для пайки твердых сплавов.

Изучены особенности структурообразования и свойства сплавов системы Ag–Cu–Zn–Sn при легировании никелем и марганцем. Предложены составы припоев, которые по смачиванию твердых сплавов и нержавеющей сталей не уступают лучшим кадмиевым припоям, например ПСр-40, но значительно превосходят их в отношении прочности паяных соединений (до 400...450 МПа).

Исследовано влияние палладия на структуру, интервалы плавления и химическую неоднородность сплава системы Ag–Cu–Zn–Ni–Mn, определена площадь растекания припоев на твердосплавных пластинах и нержавеющей стали, а также прочность паяных соединений. Установлено, что палладий оказывает существенное влияние на структурообразование и свойства сплавов системы Ag–Cu–Zn–Ni–Mn и при содержании 5 мас. % повышает прочностные свойства паяных соединений с 250 до 350 МПа.

В результате обобщения комплекса испытаний сделан вывод, что наиболее перспективными являются системы припоев Ag–Cu–Zn–Sn–Ni–Mn и Ag–Cu–Zn–Ni–Mn–Pd. Составлены технические условия на производство припоев системы Ag–Cu–Zn–Ni–Mn–Pd. Полученные опытные партии

использованы для изготовления натуральных изделий.

Большое внимание уделено оценке работоспособности алмазного слоя алмазно-твердосплавных резцов после нагрева под пайку путем строжки определенной горной породы. Показано, что предложенная технология пайки алмазно-твердосплавных резцов с охлаждением алмазного слоя позволяет применять припои с температурой пайки более 700 °С без потери работоспособности этого слоя.

Создана технология пайки алмазно-твердосплавных резцов в лопасть, согласно которой все резцы в отличие от известных решений впаиваются в лопасть одновременно. Это исключает вторичный нагрев резца и снижает опасность деградации алмазного слоя.

Разработана современная технология изготовления буровых долот с использованием АТР и конструкции долот отечественного производства (ИСМ НАНУ). В результате применения новой технологии проходка на долото увеличилась со 80...120 до 400...500 м. Это хороший результат для указанных АТР, хотя он был значительно ниже показателей зарубежных аналогов.

Показатели проходки на уровне зарубежных аналогов (до 2000 м) получены при переходе на АТР зарубежного производства и оптимизации конструкции долот и калибраторов. На конструкцию последних получены соответствующие патенты.

Разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона технология по производству буровых долот и калибратора была внедрена на шахте им. А. Ф. Засядько (г. Донецк) для подземного бурения дегазационных скважин.



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
И. С. Гях (ИЭС им. Е. О. Патона) защитил 22 декабря 2011 г. кандидатскую диссертацию на тему «Физико-технологические особенности электронно-лучевой сварки высоконикелевых жаропрочных сплавов с монокристаллической структурой».

Диссертация посвящена решению проблемы получения неразъемных соединений монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов при ремонте рабочих лопаток ГТД и укрупнении монокристаллов.

Рассмотрено современное состояние проблемы свариваемости жаропрочных никелевых сплавов и обоснована целесообразность выполнения работы. Определены критерии качества сварных со-



единений и разработаны методы управления свариваемостью этого класса материалов. Предложено рассматривать свариваемость монокристаллов с позиции степени деградации совершенства монокристаллической структуры.

Изучены особенности формирования структуры сварного соединения в зависимости от кристаллографических условий на фронте кристаллизации ванны и технологических параметров процесса электронно-лучевой сварки. Установлены закономерности, которые используются при управлении структурообразованием металла шва.

Показано, что трещинообразование в шве удается избежать при скорости сварки 10...15 м/ч; предварительный подогрев до 350...450 °С позволяет повысить ее до 20...25 м/ч. Установлено влияние расположения сварочной ванны по отношению к кристаллографии подложки на образование зерен случайной ориентации. Определены благоприятные кристаллографические условия формирования металла шва с монокристаллической структурой. Показано, что при соединении, когда поверхность сплавления близка к плоскости {111}, количество зерен случайной ориентации в шве может достигать 80 %. При поверхности сплавления {100} и направлении сварки $\langle 001 \rangle$ доля зерен случайной ориентации снижается до 5...10 %, а при сплавлении {100} в направлении $\langle 011 \rangle$ — до 2...4 %.

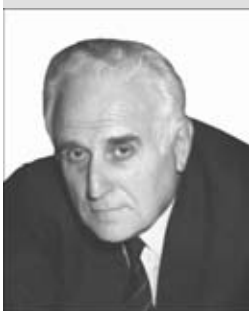
Определены ориентационные условия кристаллизации сварочной ванны, при которых достигается формирование монокристаллического сварного соединения. Установлено, что получение монокристаллического сварного соединения достигается при совпадении направления максимального температурного градиента с направлением легкого роста d по фронту кристаллизации ванны с разориентацией не более 15°.

Представлена схема адаптации формы ванны к кристаллографической ориентации сварного соединения. Обоснованы и предложены режимы сварки и технологические приемы их исполнения, позволяющие управлять кристаллизацией сварочной ванны как при сварке, так и при наплавке присадочного материала.

Решены принципиальные вопросы сварки жаропрочных никелевых монокристаллов, которые исключают возможность образования зерен случайной ориентации в структуре металла шва и трещин. Показано, что уровень длительной прочности при 900 °С равен $\sigma_{50} \geq 300$ МПа, что составляет 85 % этого значения для основного металла. Предел прочности и текучести в интервале температур 500...1000 °С находятся на уровне значений для основного металла.

Разработана принципиальная технология ремонтной электронно-лучевой сварки рабочих лопаток из сплава ЖС32 для ГГД Д18Т.

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!



*Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины и редколлегия журнала «Автоматическая сварка» горячо и сердечно поздравляют академиков НАН Украины **Игоря Константиновича Походню** и **Владимира Ивановича Махненка** с высокими государственными наградами*



УКАЗ

ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ № 1094/2011

Про відзначення державними нагородами України з нагоди 20-ї річниці підтвердження всеукраїнським референдумом Акта проголошення незалежності України 1 грудня 1991 року

За значний особистий внесок у соціально-економічний, науково-технічний, культурно-освітній розвиток незалежної Української держави, вагомі трудові досягнення, багаторічну сумлінну працю **постановляю:**

Нагородити орденом князя Ярослава Мудрого IV ступеня ПОХОДНЮ Ігоря Костянтинівича — академіка-секретаря Відділення фізико-технічних проблем матеріалознавства НАН України, академіка НАН України, м. Київ.

Нагородити орденом «За заслуги» II ступеня МАХНЕНКА Володимира Івановича — завідувача відділу Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України, академіка НАН України, м. Київ.

Президент України Віктор ЯНУКОВИЧ

Д. ФОН ХОФЕ — 70



25 **января** 2012 г. профессору Детлеру фон Хофе исполнилось 70 лет. Почти 15 лет он был исполнительным членом президиума и управляющим директором DVS, являясь одновременно управляющим Исследовательского общества в области сварки и родственных процессов DVS и издательства DVS. Он возглавлял немецкую делегацию в МИС,

входил в совет директоров МИС и являлся вице-президентом Европейской федерации сварки, соединения и резки. В 1995 г. он был избран почетным профессором Технического университета в Магдебурге. В более ранний период еще до своей деятельности в DVS Д. фон Хофе занимался стандартизацией в сварочной технике и за большой вклад в этой области был отмечен почетным знаком Германского института стандартизации (DIN-Ehrendel). За многолетнее плодотворное участие в международной стандартизации в области сварочной техники в 2006 г. он был награжден медалью МИС

«Thomas Medal», а Президиум Германского института стандартизации включил его в комитет высшего ранга, занимающийся международной стандартизацией.

Благодаря активной деятельности в международных организациях и объединениях (органах, комиссиях) DVS Д. фон Хофе приобрел высокий авторитет и многочисленные контакты, предоставляющие его членам (предприятиям исследовательским организациям, институтам, учебным центрам и пр.) базу для деятельности за рубежом. За эффективное развитие зарубежного сотрудничества Отраслевая секция «Сварка» Научного объединения машино-

строения в Будапеште наградила его в 2000 г. почетной медалью «Bela-Zorkoczy». С 2006 г. Д. фон Хофе активно развивает немецко-российское сотрудничество, в частности в области сертификации персонала и предприятий. В 2010 г. ему было присвоено звание почетного доктора Технического университета Ростова-на-Дону.

Институт электросварки, редколлегия журнала «Автоматическая сварка» сердечно поздравляют Дитлера фон Хофе с юбилеем, желают ему доброго здоровья и успехов в его многогранной деятельности.

Г. С. ВОЛОШКЕВИЧ (открытие памятной доски)

В декабре 2011 г. в ИЭС им. Е. О. Патона открыли памятную доску в честь 100-летия со дня рождения выдающегося ученого-сварщика, лауреата Ленинской и Государственной премий, заслуженного деятеля науки, доктора технических наук Георгия Зосимовича Волошкевича.

На митинге, посвященном этому событию, перед собравшимися выступили академик Б. Е. Патон, академик НАН Украины К. А. Ющенко, ведущий научный сотрудник И. И. Лычко и дочь, И. Г. Волошкевич и другие. Выступавшие тепло отзывались о личности юбиляра и его огромном вкладе в создание электрошлаковой сварки, которая сделала революционные изменения в производстве сварных металлоконструкций тяжелого машиностроения.



ПОДПИСКА — 2012 на журнал «Автоматическая сварка»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
480 грн.	960 грн.	2700 руб.	5400 руб.	78 дол. США	156 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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



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

По подписке доступны выпуски журнала, начиная с 2009 г. в формате *.pdf.
Подписка возможна на отдельные выпуски и на весь архив, включающий все выпуски за 2009–2011 гг. Подписка доступна физическим и юридическим лицам.

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×290 мм)
- Вторая, третья и четвертая страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм)
- Вклейка А4 (200×290 мм)
- Разворот А3 (400×290 мм)
- 0,5 А4 (185×130 мм)
- 0,25 А4 (90×130 мм)

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрезки 200×290 мм

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

Все файлы в формате IBM PC

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

Стоимость рекламы и оплата

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

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

Контакты:

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

Подписано к печати 18.01.2012. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 9,94. Уч.-изд. л. 10,45 + 8 цв. вклеек.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

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

КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА СТЕРЖНЕВОЙ АРМАТУРЫ ПРИ СТРОИТЕЛЬСТВЕ ТЕРМИНАЛА D АЭРОПОРТА «БОРИСПОЛЬ»

Терминал D аэропорта «Борисполь» является одним из основных объектов в рамках подготовки Украины к Евро-2012. Свой вклад в осуществление масштабных проектов в запланированные сроки внес Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

Отделом сварки давлением института разработана технология контактной стыковой сварки стержневой арматуры железобетона и передвижной комплекс для ее реализации непосредственно на строительной площадке. Комплекс включает специализированное вспомогательное оборудование и модернизированные мобильные контактные стыковые машины, ранее созданные в ИЭС им. Е. О. Патона.



Контактная стыковая сварка отличается высоким стабильным качеством сварных соединений, практически равнопрочных с основным металлом, что позволяет существенно повысить надежность и эксплуатационный ресурс железобетонных конструкций и обеспечить высокую производительность.

Процесс сварки происходит в автоматическом режиме, совмещает в едином цикле сборочные и сварочные операции, не требует применения вспомогательных расходных материалов (электродов, сварочной проволоки, флюсов, газов и др.). При этом не предъявляются специальные требования к квалификации сварщиков.



В течение апреля — октября 2011 г. с помощью предложенной технологии и оборудования была выполнена сварка около 30 тыс. т арматуры диаметром 32 мм при строительстве подъездной эстакады терминала D аэропорта «Борисполь» протяженностью порядка 2 км.

Проведенные металлографические исследования и механические испытания показали, что качество сварных соединений полностью соответствует требованиям действующих нормативных документов. Всего было испытано более 500 сварных образцов на разрыв без выпадов (при 100 % качестве), что подтверждает стабильность высокого качества сварки стержневой арматуры контактным стыковым способом.

Эта разработка может широко использоваться при строительстве промышленных и жилых сооружений, мостов, виадуков и других объектов.

СВАРОЧНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ TransPuls Synergic от «Fronius» — ключевая роль в производстве современных железнодорожных вагонов

Сокращение металлоемкости изделий является актуальной задачей как для ведущих компаний отрасли автомобиле- и самолетостроения, так и для производителей железнодорожных вагонов. На примере деятельности компании «Josef Meyer Transport Technology» можно наблюдать действительно уникальное сочетание инновационных технологий, эффективности управления и высокого качества продукции. По настоящему впечатляющими являются результаты работы по сокращению массы специальных железнодорожных вагонов вплоть до 25 % при неизменных технических и эксплуатационных характеристиках. Именно это позволило предприятию «Josef Meyer» из небольшого швейцарского городка Райнфельден достичь 100 % роста объемов производства в 2007 году. Для выполнения неразъемных соединений листового металла толщиной от 6 до 12 мм специалисты компании «Josef Meyer» вот уже на протяжении 16 лет отдают предпочтение сварочному оборудованию «Fronius». Прочность и надежность, простота и интуитивность управления, а также высокое качество и производительность являются важными критериями при выборе сварочного оборудования для работы в области вагоностроения. Сварочные операции играют ключевую роль во всей цепочке производственных процессов на предприятии «Josef Meyer». Красноречивым подтверждением этого служит тот факт, что примерно половина всех рабочих предприятия, а именно 80 человек, являются сварщиками.

Менеджер по качеству предприятия «Josef Meyer» Михаэль Бергк так объясняет причину выбора компании «Fronius» как основного поставщика сварочного оборудования: «Сварочные системы «Fronius» соответствуют всем нашим требованиям к промышленному оборудованию. Их универсальность и оптимальные рабочие характеристики позволяют нам достигать высочайшего уровня качества соединений вне зависимости от задач и условий работы».

В распоряжении компании «Josef Meyer» находится более 100 инверторных сварочных аппаратов TransPuls Synergic 5000. Данная модель популярной серии TransPuls Synergic предназначенная для сварки MIG/MAG на токах до 500 А, обладает высоким коэффициентом полезного действия (89 %) и незначительным для своего класса энергопотреблением (15 кВт). Важно также отметить такое уникальное свойство аппарата от «Fronius», как его универсальность, кроме MIG/MAG, он может успешно применяться как для аргонодуговой сварки неплавящимся электродом (TIG), так и для сварки покрытыми электродами (MMA).

«Цифровой принцип управления источников питания TransPuls Synergic 5000 гарантирует постоянство результатов. Система способствует выбору оптимального режима сварки, а затем с высокой точностью контролирует рабочий ток и напряжение сварки для обеспечения максимально стабильного и производительного процесса» — поясняет Михаэль Бергк, и добавляет: «На лицевой панели полуавтомата отображается вся необходимая информация: тип присадочной проволоки, защитный газ, толщина материала и т. д. Сварщикам необходимо лишь нажать кнопку на горелке и обеспечивать ее перемещение. «Умные» системы от «Fronius» сводят к минимуму



Рис. 1. Полностью цифровые источники питания от Fronius характеризуются оптимизированными функциями поджига дуги и переноса металла практически при полном отсутствии брызг

* Статья на правах рекламы.



Рис. 2. Сварочные операции играют ключевую роль во всей цепочке производственных процессов на предприятии «Josef Meyer»

влияние человеческого фактора и исключают отклонения от заданной технологии».

Полностью цифровые, управляемые микропроцессором источники питания серии TransPuls Synergic характеризуются оптимизированными функциями поджига дуги (Spatter Free Ignition) и переноса металла практически при полном отсутствии брызг. Режим импульсной сварки предусматривает индивидуальные настройки для различных свариваемых материалов и типов соединений, а также технологию дополнительного низкочастотного импульса (SyncroPuls). Возможность создания и использования пользовательских сварочных программ (Job) значительно облегчает работу и экономит время. Аппараты TransPuls Synergic 5000 обеспечивают 100 % воспроизводимость результатов, multifunctionality и надежность в использовании.



Рис. 3. Более 100 сварочных систем TransPuls Synergic 5000 задействованы на швейцарском предприятии «Josef Meyer Transport Technology» в г. Райнфельден

«Fronius International» — австрийское предприятие, головной офис которого расположен в Петтенбахе и имеющее также отделения в Вельсе, Тальхайме и Замтледте. Предприятие специализируется на системах для заряда батарей, сварочном оборудовании и солнечной электронике. Всего штат компании насчитывает 3250 сотрудников. Доля экспорта составляет 95 %, что достигается благодаря 17 дочерним компаниям, а также международным партнерам по сбыту и представителям «Fronius» более чем в 60 странах. В 2010 году общий оборот компании составил 499 миллионов евро. Благодаря первоклассным товарам и услугам, а также 737 действующим патентам «Fronius» является лидером в области технологий на мировом рынке. В отделе опытно-конструкторских разработок заняты 392 сотрудника.



ООО «ФРОНИУС УКРАИНА»

07455, Киевская обл.,

Броварской р-н, с. Княжичи, ул. Славы, 24

Тел.: +38 044 277 21 41; факс: +38 044 277 21 44

E-mail: sales.ukraine@fronius.com

www.fronius.ua