



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

Издатель: Международная ассоциация «Сварка»

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН
Ю. С. Борисов, Н. М. Воропай,
В. Ф. Грабин, А. Т. Зельниченко,
А. Я. Ищенко, И. В. Кривцун,
С. И. Кучук-Яценко,
Ю. Н. Ланкин,
В. К. Лебедев (зам. гл. ред.),
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
В. И. Махненко, В. Ф. Мошкин,
О. К. Назаренко, И. К. Походня,
И. А. Рябцев,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Н. П. Алешин (Россия)
Б. Брейтвейт (Великобритания)
Д. фон Хофе (Германия)
К. Буше (Франция)
Гуань Цяо (Китай)
У. Дилтай (Германия)
П. Зайффарт (Германия)
А. С. Зубченко (Россия)
Т. Игар (США)
К. Иноуэ (Япония)
Н. И. Никифоров (Россия)
Б. Е. Патон (Украина)
Я. Пилярчик (Польша)
Чжан Янмин (Китай)
В. К. Шелег (Беларусь)

Адрес редакции:
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел.: (38044) 287 6302, 529 2623
Факс: (38044) 528 0486
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:
Е. Н. Казарова, Т. В. Юштина

Электронная верстка:
И. С. Баташева, А. И. Сулима,
И. Р. Наумова, И. В. Петушков

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

Журнал входит в перечень
утвержденных ВАК Украины изданий
для публикации трудов соискателей
ученых степеней.
При перепечатке материалов ссылка
на журнал обязательна.
За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности
не несет.

Цена договорная.

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Ющенко К. А., Задерий Б. А., Звягинцева А. В., Кушнарева Т. Н., Несмих В. С., Полищук Е. П., Савченко В. С. Применение наноструктурных материалов при диффузионной сварке жаропрочных никелевых сплавов	3
Рябцев И. А. Структурная наследственность в системе исходные материалы – металлический расплав – твердый металл (Обзор)	11
Скульский В. Ю. Особенности образования δ -феррита на границе сплавления при сварке теплоустойчивой хромистой мартенситной стали	17
Лабур Т. М., Таранова Т. Г., Костин В. А., Ищенко А. Я., Григоренко Г. М., Федорчук В. Е. Влияние структурных превращений при сварке алюминиевого сплава В96 на параметры сопротивления разрушению	22
Шах К. Б., Кумар С., Дуиведи Д. К. Износостойкость наплавленного металла системы Fe–Cr–C	27

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Ковтуненко В. А., Герасименко А. М., Гоцуляк А. А. Выбор стали для ответственных сварных строительных конструкций	32
Гарашук В. П. Технологические характеристики лазерного пучка для резки и сварки	38
Астахов Е. А., Борисов Ю. С., Каплина Г. С., Кокорина Н. Н., Ипатова З. Г., Черняков О. Ф. Влияние термообработки на структуру аморфизированных детонационных Fe–В-покрытий	41
Патюпкин А. В., Антонюк Д. А. Прогнозирование кавитационно-коррозионной стойкости наплавленного металла систем Fe–Cr–Ni(Mo) в 92%-м растворе серной кислоты	46

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Жадкевич М. Л., Тюрин Ю. Н., Колисниченко О. В., Мазунин В. М. Характеристики импульсного потока плазмы в плазменно-детонационном генераторе при различных расходах горючей смеси	50
Жудра А. П., Кривчиков С. Ю., Петров В. В. Влияние графита на кинетику перехода углерода в сварочную ванну при наплавке порошковой проволокой	52
Новости	54
Диссертации на соискание ученой степени	57
Патенты в области сварочного производства	58
По зарубежным журналам	61

ХРОНИКА

Объединенная 3-я Международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» и 16-я Международная конференция «Компьютерные технологии в сварке и промышленности»	65
Международная научно-методическая конференция «Современные проблемы сварки и родственных технологий, совершенствование подготовки кадров»	66
Международная конференция «Возобновляемая энергетика XXI столетия»	67
Международная конференция «Материалы и покрытия в экстремальных условиях»	68
В. А. Ковтуненко — 75	70
О. Х. Фаткуллину — 70	71

ИНФОРМАЦИЯ	72
------------------	----

Разработано в ИЭС	21, 37, 45, 49
-------------------------	----------------

Avtomaticheskaya Svarka

(Automatic Welding)

№ 11 (643)

November 2006

Published since 1948

WELDING – CUTTING – SURFACING – BRAZING – COATING

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

Publisher: *International Association «Welding»*

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B.E.PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)
B. Braithwaite (UK)
C. Boucher (France)
D. von Hofe (Germany)
Guan Qiao (China)
U. Dilthey (Germany)
P. Seyffarth (Germany)
A. S. Zubchenko (Russia)
T. Eagar (USA)
K. Inoue (Japan)
N. I. Nikiforov (Russia)
B. E. Paton (Ukraine)
Ya. Pilarczyk (Poland)
Zhang Yanmin (China)
V. K. Sheleg (Belarus)

Address:

The E. O. Paton Electric Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 287 63 02, 529 26 23
Fax: (38044) 528 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yustina
Electron galley:
I. S. Batasheva, A. I. Sulima,
I. R. Naumova,
I. V. Petushkov

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

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Yushchenko K. A., Zaderiy B. A., Zvyagintseva A. V., Kushnareva T. N., Nesmikh V. S., Polishchuk E. P., Savchenko V. S. Application of nanostructured materials in diffusion bonding of heat-resistant nickel alloys	3
Ryabtsev I. A. Structural heredity in the initial materials-molten metal-solid metal system (Review)	11
Skulsky V. Yu. Specifics of δ -ferrite formation at the fusion line in welding of heat-resistant chromium martensitic steel	17
Labur T. M., Taranova T. G., Kostin V. A., Ishchenko A. Ya., Grigorenko G. M., Fedorchuk V. E. Effect of structural transformations in welding of aluminium alloy V96 on parameters of fatigue resistance	22
Shah K. B., Sandeep Kumar, Dwivedi D. K. Wear resistance of deposited metal of Fe-Cr-C system	27

INDUSTRIAL

Kovtunen V. A., Gerasimenko A. M., Gotsulyak A. A. Selection of steel for critical welded civil structures	32
Garashchuk V. P. Technological characteristics of laser beam for cutting and welding	38
Astakhov E. A., Borisov Yu. S., Kaplina G. S., Kokorina N. N., Ipatova Z. G., Chernyakov O. F. Effect of heat treatment on structure of amorphized detonation Fe-B coatings	41
Patyupkin A. V., Antonyuk D. A. Prediction of cavitation-corrosion resistance of deposited metal of Fe-Cr-Ni (Mo) system in 92% solution of sulphuric acid	46

BRIEF INFORMATION

Zhadkevich M. L., Tyurin Yu. N., Kolisnichenko O. V., Mazunin V. M. Characteristics of a plasma pulsed flow in plasma-detonation generator at different consumptions of combustible mixture	50
Zhudra A. P., Krivchikov S. Yu., Petrov V. V. Effect of graphite on kinetics of carbon transition into weld pool in flux-cored wire surfacing	52
News	54
Theses for scientific degree	57
Patents in the field of welding	58
Review of foreign journals	61

NEWS

United 3rd International Conference «Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes» and 16th International Conference «Computer Technologies in Welding and Manufacturing»	65
International Scientific-Methodological Conference «Current problems of welding and allied technologies, improvement of welding personnel training»	66
International Conference «Regenerative power engineering of the XXI century»	67
International Conference «Materials and Coatings under Extreme Conditions»	68
V. A. Kovtunen is 75	70
O. Kh. Fatkullin is 70	71

INFORMATION	72
--------------------------	----

Developed at the PWI	21, 37, 45, 49
----------------------------	----------------

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.



ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКЕ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **Б. А. ЗАДЕРИЙ**, канд. техн. наук,
А. В. ЗВЯГИНЦЕВА, **Т. Н. КУШНАРЕВА**, инженеры, **В. С. НЕСМИХ**,
Е. П. ПОЛИЩУК, кандидаты техн. наук, **В. С. САВЧЕНКО**, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

При соединении структурно-ориентированных или монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов для сохранения их эксплуатационных характеристик необходимо в максимальной степени сохранить в сварном соединении структурную и кристаллографическую направленность исходного материала, что достигается при диффузионной сварке в твердой фазе. Рассмотрена возможность использования при диффузионной сварке в качестве соединительного слоя наноструктурных кристаллических монолитов интерметаллидов Ni_3Al и $NiAl_3$, полученных методом сверхбыстрой кристаллизации, а также многослойной прослойки, состоящей из отдельных слоев никеля и алюминия, полученной осаждением из паровой фазы. Установлено, что наличие промежуточного слоя позволяет активизировать процесс диффузионной сварки никелевых сплавов.

Ключевые слова: диффузионная сварка, никелевый сплав, многослойные пленки, нанокристаллические пленки, интерметаллиды, сварное соединение, структурное состояние, диффузия элементов

Эффективное использование структурно-ориентированных, текстурированных, монокристаллических, композиционных жаропрочных сплавов затруднено в связи с необходимостью получения структурно-однородных соединений на конечных этапах изготовления сварной конструкции. Это обусловлено нарушением в процессе термического цикла сварки исходного структурно-ориентированного состояния соединяемого материала, которое определяет эксплуатационные характеристики изделия. В случае соединения жаропрочных никелевых сплавов плавлением к этому еще добавляется низкая стойкость сварных соединений против образования трещин как в металле шва, так и в околошовной зоне.

В этой связи перспективна разработка таких способов получения неразъемных соединений, при которых обеспечивается минимальное изменение структурной и кристаллографической ориентаций и сохранение в максимальной степени фазового состава исходного материала. Одним из таких способов является диффузионная сварка в твердой фазе через промежуточную прослойку. В процессе диффузионной сварки технологически несложно обеспечить равномерный и контролируемый нагрев соединяемых поверхностей, при котором уровень временных и остаточных сварочных напряжений становится незначителен. При этом вероятность образования трещин сво-

дится к минимуму не только в металле переходного слоя, но и в исходном материале.

При диффузионной сварке с использованием промежуточной прослойки основной проблемой является выбор ее материала. Для сохранения структурного состояния исходного материала необходимо, чтобы температура, при которой формируется соединение, была ниже температуры структурной и кристаллографической перестройки. Желательно также, чтобы материал промежуточного слоя был максимально совместим с соединяемым материалом по физическим, структурным и прочностным характеристикам. Таким материалом в обычном состоянии мог быть исходный сплав, но в этом случае температурные условия формирования соединения приближаются к температуре плавления либо температуре значительного изменения фазового состава.

В случае жаропрочных никелевых монокристаллических сплавов, в которых основной упрочняющей фазой является γ' -фаза типа $Ni_x(Al, Ti, Ta, Re, Ru)_y$, оптимальным материалом промежуточного слоя могут стать сплавы системы $Ni-Al$ или $Ni-Ti$. Однако интерметаллиды Ni_xAl_y или Ni_xTi_y в поли- или монокристаллическом состоянии характеризуются высокой стабильностью в широком температурном интервале. В связи с этим получение соединения с использованием прослойки такого материала весьма затруднительно. Однако если в материале системы $Ni-Al$ или $Ni-Ti$ создать особое структурное состояние с высоким запасом внутренней энергии, то при нагреве в нем будет происходить активация диффузионных процессов [1]. С этой точки зрения перспек-

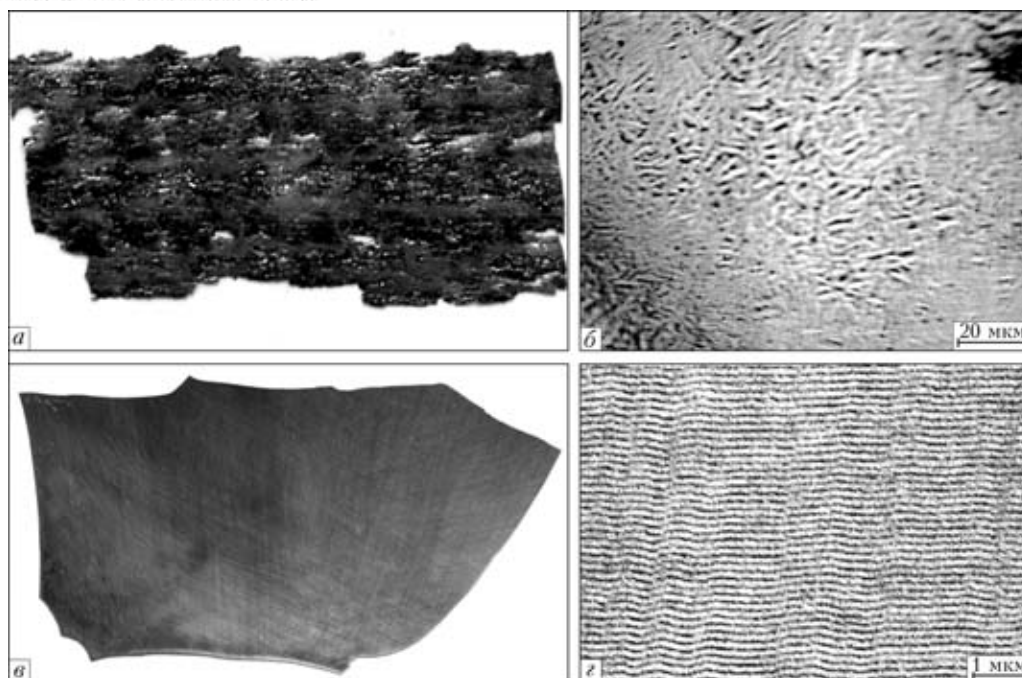


Рис. 1. Внешний вид (*а, в*) и микроструктура промежуточной прослойки интерметаллида Ni_3Al , полученной способом сверхбыстрой кристаллизации (*б*), и многослойной пленки системы $\text{Ni}-\text{Al}$, полученной способом осаждения из паровой фазы в вакууме (*г*)

тивны материалы в аморфном и наноструктурном состоянии, а также микропленки, состоящие из очень тонких чередующихся слоев двух или нескольких металлов, входящих в состав соединяемого сплава.

Известно [1], что увеличение диффузионной проницаемости по границам зерен или границам раздела двух фаз в материале в наноструктурном состоянии значительно выше по сравнению с обычными поликристаллическими материалами. В то же время рекристаллизация материалов в аморфном наноструктурном состоянии начинается при более низкой температуре. Так, по данным работы [2], кристаллизация аморфной структуры никелида титана начинается уже при нагреве до 200°C и проходит вяло вплоть до 300°C . Выдержки в течение 1 ч при 350°C достаточно для завершения процесса кристаллизации и формирования в материале нанокристаллической структуры с размером зерна $20\ldots 70$ нм.

Металлические пленки, используемые в качестве промежуточных слоев при диффузионной сварке, в зависимости от условий получения могут иметь различную структуру. Пленки интерметаллида Ni_3Al , осажденные на холодную подложку, отличаются сильно текстурированной морфологией столбчатого роста. При нагреве до 200°C текстура пленки исчезает, а микроструктура представляет собой отдельные зерна частично упорядоченной фазы Ni_3Al . Наряду с монолитными пленками с различным структурным состоянием осаждение из паровой фазы дает возможность получать многослойные поэлементные по составу пленки отдельных компонентов сплава или от-

дельных фаз [3]. Осажденные неэпитаксиально на холодную подложку многослойные пленки отличаются ярко выраженной волокнистой текстурой $\{111\}$, а осажденные эпитаксиально на подложку (001) имеют текстуру $\{001\}$.

Материалы пленок, состоящие из чередующихся слоев отдельных элементов, характеризуются высокой вероятностью протекания самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, в результате чего образуется новое соединение с повышенной диффузионной активностью. В этой связи пленочные материалы в аморфном и наноструктурном состоянии представляют значительный интерес в качестве материала промежуточного слоя при диффузионной сварке.

Следует также отметить, что для получения соединения с помощью диффузионной сварки и использования активирующих промежуточных прослоек применяют различные способы нагрева. В работе [4] показано, что использование импульсного электрического тока с предельными значениями позволяет получать весьма высокие значения пластической деформации на материалах, которые в условиях обычного нагрева не деформируются.

В настоящей работе в качестве материала прослойки, через которую выполняли диффузионную сварку жаропрочного никелевого сплава, выбраны интерметаллиды Ni_3Al , NiAl_3 и микрослойная пленка, состоящая из отдельных слоев никеля и алюминия, в которой содержание алюминия несколько превышало стехиометрический состав интерметаллида Ni_3Al .

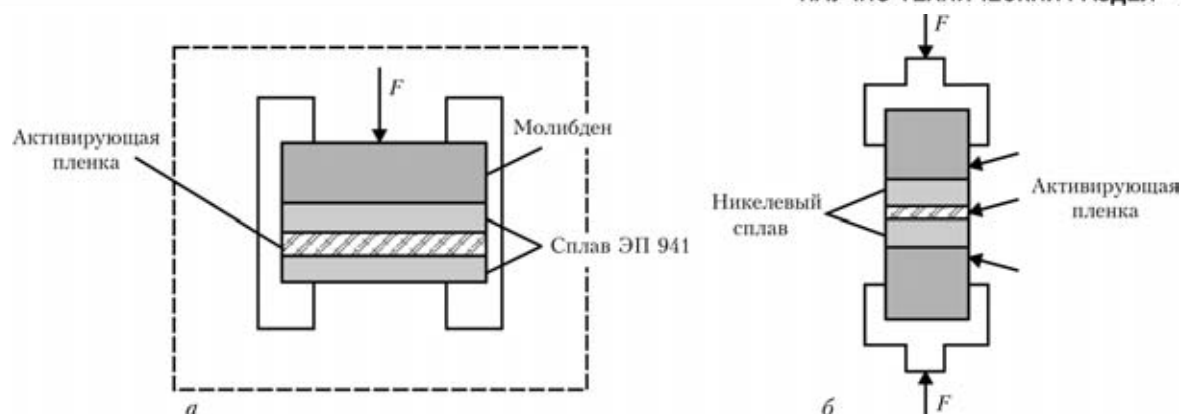


Рис. 2. Схемы нагрева образца односторонним электронным лучом (вакуум $1,3 \cdot 10^{-3}$ Па) или электрической дугой (99,8 % Ar) (а) и проходящим электрическим током в вакууме (б)

Такие пленки интерметаллидов Ni_3Al и NiAl_3 толщиной до 40 мкм в наноструктурном состоянии получали способом сверхбыстрой кристаллизации из расплава на поверхности охлаждаемого медного барабана*. Внешний вид пленки интерметаллида Ni_3Al и его микроструктура представлены на рис. 1, а, б. Размер структурного элемента такого материала не превышал 40 нм, а размер кристаллической решетки составлял 0,3558 нм, что несколько ниже табличного значения размера кристаллической решетки соединения Ni_3Al . Температура плавления интерметаллидной пленки Ni_3Al составляла 1385 °С.

Многослойная пленка системы Ni–Al, полученная поэлементным осаждением никеля и алюминия из паровой фазы в вакууме, представлена на рис. 1, в, г**. При общей толщине пленки приблизительно 100 мкм, полученной указанным способом, толщина отдельного слоя никеля и алюминия составляла 1,0...1,5 мкм. Режим получения многослойной поэлементной пленки системы Ni–Al подбирали таким образом, чтобы содержание никеля и алюминия в пленке были близки стехиометрическому составу интерметаллида Ni_3Al при некотором повышенном содержании алюминия. Такие пленки использовали при диффузионной сварке жаропрочного никелевого сплава системы Ni–Cr–W–Al–Ti–Nb, в котором суммарное содержание алюминия, титана и ниобия не превышало 9 мас. %.

При диффузионной сварке жаропрочного никелевого сплава с использованием промежуточной прослойки сплава системы Ni–Al в различном структурном состоянии применяли схемы нагрева, показанные на рис. 2. Односторонний нагрев расфокусированным электронным лучом в вакууме или плазменной дугой в аргоне (рис. 2, а и 3)

не позволяет получить качественное сварное соединение. При использовании материала прослойки из кристаллических интерметаллидов Ni_3Al в наноструктурном состоянии соединение вообще получено не было. Однако при применении многослойной поэлементной системы Ni–Al между ее материалом и поверхностью образца образовалось соединение. При этом в процессе нагрева стыка под сварку в таком промежуточном материале протекала экзотермическая реакция взаимодействия никеля с алюминием с образованием интерметаллида Ni_3Al . Следует также отметить, что при одностороннем нагреве и использовании в качестве прослойки наноструктурных интерметаллидов Ni_3Al и NiAl_3 получение соединения возможно только при достижении в стыке температуры, близкой температуре плавления материала прослойки. Однако и в этом случае расплавленный материал пленки смачивает полностью поверхность образца только со стороны нагрева. На другой половине соединяемого образца формируются лишь отдельные островковые участки соединения. Следует признать, что односторонний способ нагрева пока не дает возможности получить соединение способом диффузионной сварки через промежуточную активирующую пленку.

Последующие опыты по диффузионной сварке жаропрочных никелевых сплавов проведены с использованием схемы нагрева, представленной на рис. 2, б. В этом случае свариваемые пластинки сплава с промежуточной пленкой нагревались благодаря прямому пропусканию электрического тока с приложением усилия сжатия F . Нагрев стыка проходящим электрическим током в вакууме позволяет получить равномерное температурное поле на поверхности соединяемых пластин с незначительным температурным градиентом в переходном промежуточном слое. Такая схема нагрева дает возможность контролировать температурно-временной режим сварки, а также скорость нагрева и охлаждения соединяемых пластин. Следует также отметить, что использование для нагрева импульсного электрического тока предельного

* Нанокристаллические пленки интерметаллидов Ni_3Al и NiAl_3 , полученные способом сверхбыстрой кристаллизации, для исследования, представлены чл.-корр. НАН Украины Ю. В. Мильманом.

** Многослойные поэлементные пленки системы Ni–Al в наноструктурном состоянии предоставлены для исследований академиком НАН Украины Б. А. Мовчаном.

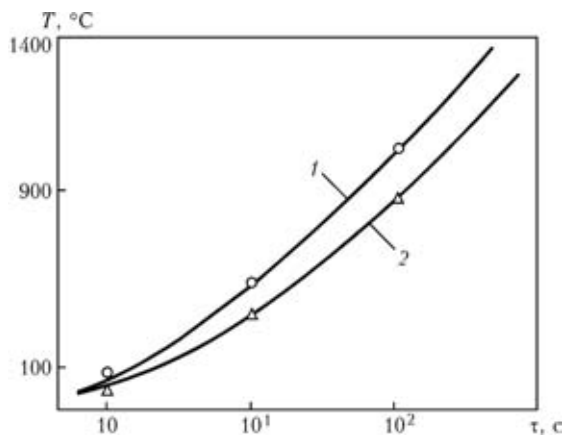


Рис. 3. Зависимость температуры T поверхности образца от времени τ выдержки при нагреве электронным лучом в вакууме (1) и электрической дугой в аргоне (2)

значения способствует локальному повышению температуры необходимого уровня именно в материале прослойки, что существенно увеличивает ее деформационную способность и активизирует процесс формирования диффузионного соединения в твердой фазе.

На рис. 4 представлены микроструктуры сварных соединений, полученные на никелевом сплаве диффузионной сваркой с использованием различных прослоек из материала системы Ni–Al. В качестве промежуточных слоев использовали кристаллические интерметаллиды Ni_3Al и $Ni_xAl_yCe_zSc_v$ в наноструктурном состоянии и многослойные пленки системы Ni–Al.

Из приведенных данных следует, что материал пленок системы Ni–Al как в кристаллическом наноструктурном состоянии, так и в виде мультислоев отдельных элементов может быть использован в качестве промежуточной прослойки при диффузионной сварке жаропрочных никелевых сплавов.

Микроструктура и химический состав различных зон сварного соединения никелевого сплава, полученного диффузионной сваркой с использованием многослойной поэлементной пленки системы Ni–Al в состоянии после сварки и последующего отжига, показаны соответственно на рис. 5 и в табл. 1. В процессе нагрева стыка с промежуточной многослойной пленкой системы Ni–Al при 700...800 °С в металле промежуточного слоя происходит самопроизвольная экзотермическая реакция взаимодействия никеля с алюминием с образованием химического соединения Ni_3Al . При этом из множества тонких слоев никеля и алюминия образуются несколько слоев интерметаллида Ni_3Al . Нагрев стыкуемых образцов до температуры 1050 °С приводит к формированию качественного сварного соединения по всей соединяемой поверхности образца. При этом в пограничной области соединения со стороны материала промежуточного слоя в зависимости от условий сварки возможно диффузионное обогащение легирующими элементами исходного сплава. В то же время следов диффузии никеля и алюминия из промежуточного слоя в основной металл в процессе сварки обнаружено не было. Химический состав промежуточной прослойки после сварки

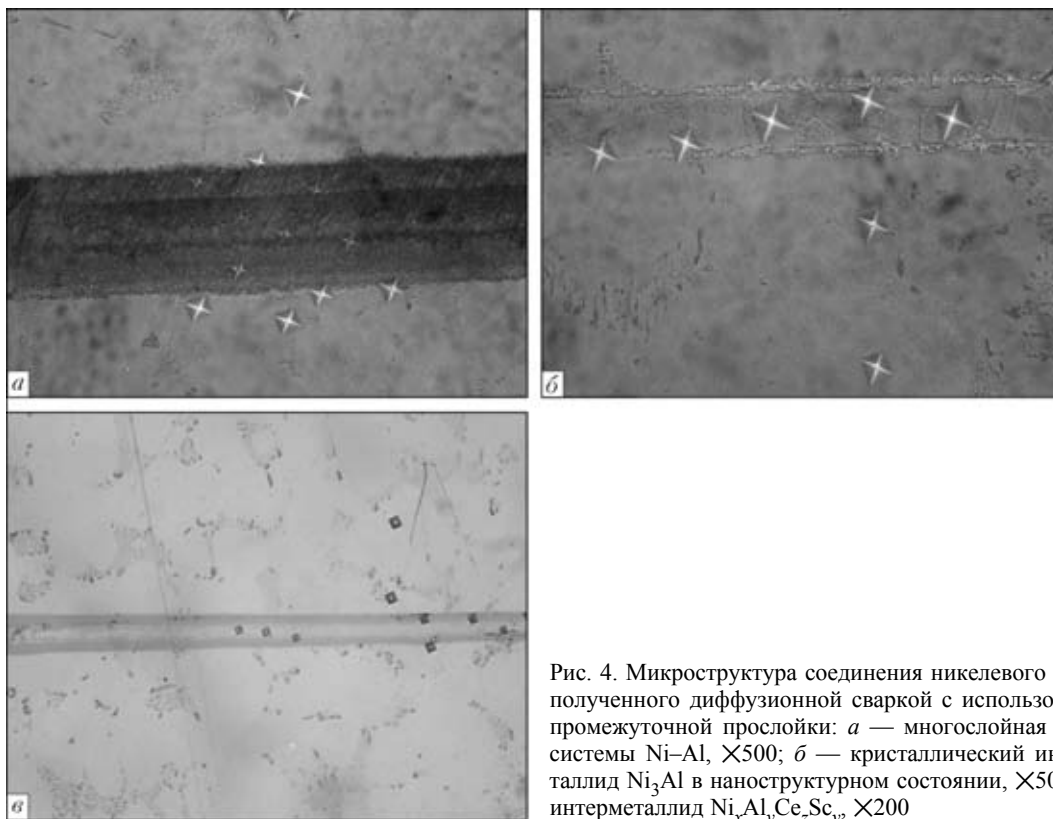


Рис. 4. Микроструктура соединения никелевого сплава, полученного диффузионной сваркой с использованием промежуточной прослойки: а — многослойная пленка системы Ni–Al, $\times 500$; б — кристаллический интерметаллид Ni_3Al в наноструктурном состоянии, $\times 500$; в — интерметаллид $Ni_xAl_yCe_zSc_v$, $\times 200$

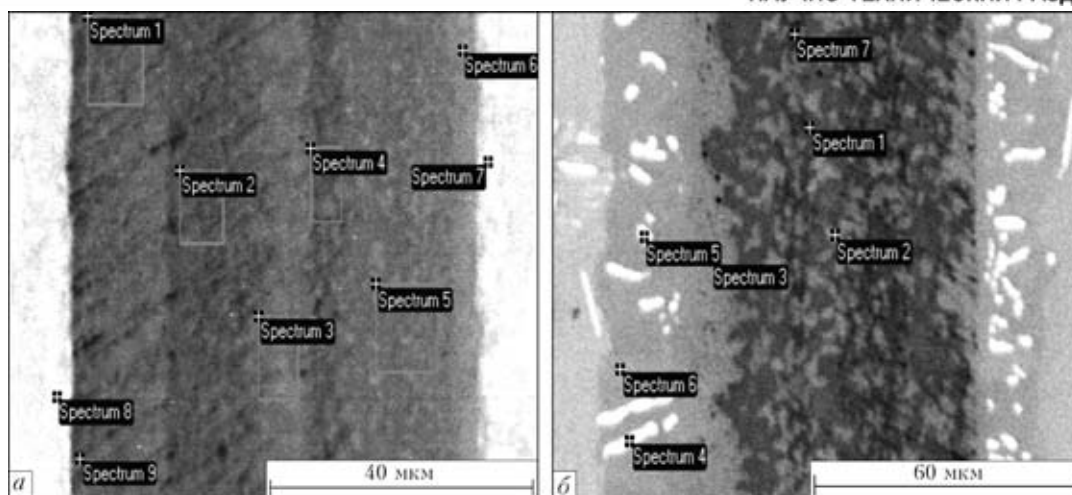


Рис. 5. Микроструктура различных участков сварного соединения никелевого сплава, полученного диффузионной сваркой с использованием многослойной пленки системы Ni–Al после сварки (а) и последующего отжига (б)

соответствует составу исходной многослойной пленки системы Ni–Al. Микротвердость зоны сварного соединения после сварки и исходного материала составляет соответственно 5050 и 3730 МПа.

Отжиг сварного соединения, полученного диффузионной сваркой с использованием многослойной пленки системы Ni–Al, сопровождается перераспределением легирующих элементов сплава в сварном соединении. Исчезает полосчатость в области промежуточного слоя и появляется довольно значительное количество выделений с повышенным содержанием вольфрама (см. рис. 5, б и табл. 1). Легирующие элементы после термичес-

кой обработки распределяются равномерно по сечению сварного соединения. При этом разность в значениях микротвердости материала сварного соединения и основного металла уменьшается до 300 МПа.

Микроструктура и химический состав различных зон сварного соединения, полученного диффузионной сваркой через кристаллическую наноструктурированную пленку $Ni_xAl_yCe_zSc_v$, представлены соответственно на рис. 6 и в табл. 2. Температура плавления материала этой пленки ниже температуры, при которой осуществляли диффузионную сварку никелевого сплава.

Таблица 1. Химический состав металла различных зон сварного соединения, полученного с использованием многослойной пленки системы Ni–Al (после сварки и отжига)

Номер зоны	Al	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W	Re
1	$\frac{20,74}{17,50}$	$\frac{—}{0,35}$	—	$\frac{0,69}{2,32}$	$\frac{1,06}{4,01}$	$\frac{77,51}{75,83}$	—	—	—	—
2	$\frac{21,56}{11,04}$	$\frac{—}{0,54}$	$\frac{—}{0,41}$	$\frac{—}{1,64}$	$\frac{0,55}{4,03}$	$\frac{77,89}{77,31}$	$\frac{—}{0,95}$	$\frac{—}{0,52}$	$\frac{—}{3,57}$	—
3	$\frac{19,51}{9,68}$	$\frac{—}{0,73}$	$\frac{—}{0,65}$	$\frac{—}{1,54}$	$\frac{—}{4,72}$	$\frac{80,49}{76,53}$	$\frac{—}{0,98}$	$\frac{—}{0,46}$	$\frac{—}{4,71}$	—
4	$\frac{20,76}{2,42}$	$\frac{—}{0,47}$	$\frac{—}{0,98}$	$\frac{—}{3,71}$	$\frac{—}{4,34}$	$\frac{79,24}{32,12}$	—	$\frac{—}{3,30}$	$\frac{—}{49,15}$	$\frac{—}{3,51}$
5	$\frac{18,12}{1,20}$	$\frac{—}{0,41}$	$\frac{—}{0,98}$	$\frac{0,48}{3,63}$	$\frac{0,74}{4,04}$	$\frac{80,66}{21,95}$	—	$\frac{—}{3,63}$	$\frac{—}{60,97}$	$\frac{—}{3,20}$
6	$\frac{12,46}{7,86}$	$\frac{0,37}{0,94}$	$\frac{—}{0,62}$	$\frac{0,71}{2,26}$	$\frac{1,24}{6,30}$	$\frac{82,99}{72,65}$	$\frac{—}{1,28}$	$\frac{—}{0,73}$	$\frac{2,23}{7,36}$	—
7	$\frac{5,30}{20,38}$	$\frac{0,71}{—}$	$\frac{1,10}{—}$	$\frac{5,27}{2,41}$	$\frac{9,10}{3,78}$	$\frac{64,54}{73,43}$	$\frac{0,82}{—}$	$\frac{1,04}{—}$	$\frac{12,12}{—}$	—
8	$\frac{7,20}{—}$	$\frac{0,57}{—}$	$\frac{0,75}{—}$	$\frac{2,73}{—}$	$\frac{6,26}{—}$	$\frac{66,70}{—}$	$\frac{0,70}{—}$	$\frac{0,70}{—}$	$\frac{12,6}{—}$	$\frac{1,79}{—}$
9	$\frac{22,28}{—}$	—	—	$\frac{0,89}{—}$	$\frac{1,46}{—}$	$\frac{75,37}{—}$	—	—	—	—

Примечание. Здесь и в табл. 2 в числителе дан химический состав после сварки; в знаменателе — после сварки и последующего отжига.

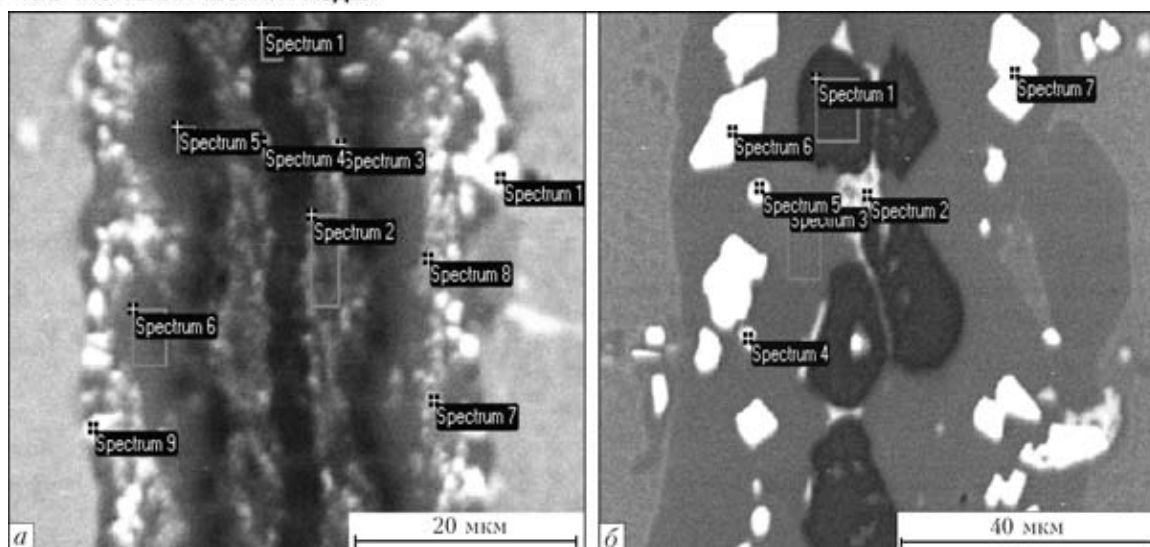


Рис. 6. Микроструктура различных зон сварного соединения, полученного диффузионной сваркой с использованием пленки $Ni_xAl_yCe_zSc_v$, в исходном состоянии (а) и после отжига (б)

Анализ данных, представленных на рис. 6 и в табл. 2, показал, что распределение легирующих элементов по различным зонам сварного соединения непосредственно после сварки является более однородным, чем в случае диффузионной сварки в твердой фазе с использованием многослойной пленки системы Ni–Al. Однако, если участки, обогащенные вольфрамом, образовались после отжига сварного соединения, то выделение фаз с высоким содержанием вольфрама наблюдалось непосредственно после сварки. Содержание вольфрама в этих фазах составляло 13...26 мас. %. Отжиг сварного соединения при температуре 1230 °С в течение 90 мин сопровождался обогащением этих фаз вольфрамом (50...65 мас. %).

При использовании в качестве промежуточной прослойки при диффузионной сварке пленки интерметаллида Ni_3Al , полученной способом сверхбыстрой кристаллизации из расплава, не удалось сформировать сварное соединение по всей зоне контакта прослойки. Соединение получили только там, где имел место надежный физический контакт между промежуточной прослойкой и соединяемой поверхностью исходного материала. На рис. 7 и в табл. 3 представлены структура и химический состав различных зон сварного соединения никелевого сплава, полученного с использованием промежуточной прослойки быстро закристаллизовавшегося интерметаллида Ni_3Al . Из этих данных следует, что в отличие от

Таблица 2. Химический состав металла различных зон сварного соединения, полученного с использованием пленки $Ni_xAl_yCe_zSc_v$

Номер зоны	Al	Sc	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ce	W	Re
1	$\frac{29,12}{15,31}$	—	$\frac{0,27}{0,50}$	$\frac{—}{0,52}$	$\frac{1,45}{4,29}$	$\frac{5,49}{8,13}$	$\frac{63,67}{69,17}$	$\frac{—}{0,47}$	—	—	$\frac{—}{1,61}$	—
2	$\frac{22,51}{4,06}$	$\frac{—}{0,82}$	—	$\frac{0,57}{—}$	$\frac{1,93}{—}$	$\frac{5,53}{5,12}$	$\frac{60,59}{59,32}$	—	$\frac{0,30}{—}$	$\frac{0,20}{29,71}$	$\frac{8,38}{0,96}$	—
3	$\frac{19,30}{8,49}$	—	$\frac{—}{1,06}$	$\frac{0,55}{0,65}$	$\frac{2,10}{3,06}$	$\frac{5,40}{8,41}$	$\frac{56,89}{71,37}$	$\frac{—}{1,10}$	$\frac{0,49}{—}$	$\frac{1,15}{—}$	$\frac{14,12}{5,86}$	—
4	$\frac{20,82}{1,83}$	—	$\frac{0,35}{0,63}$	$\frac{—}{1,16}$	$\frac{2,25}{4,61}$	$\frac{5,21}{5,86}$	$\frac{57,63}{24,19}$	$\frac{—}{2,89}$	$\frac{0,30}{3,38}$	$\frac{0,37}{—}$	$\frac{13,07}{53,01}$	$\frac{—}{2,44}$
5	$\frac{25,55}{1,14}$	—	$\frac{0,40}{0,65}$	$\frac{—}{1,36}$	$\frac{1,69}{4,41}$	$\frac{6,56}{5,57}$	$\frac{64,75}{21,35}$	$\frac{—}{4,37}$	$\frac{—}{4,58}$	—	$\frac{1,06}{56,56}$	—
6	$\frac{17,02}{0,91}$	—	$\frac{0,85}{0,50}$	$\frac{0,83}{1,60}$	$\frac{4,31}{4,82}$	$\frac{8,36}{5,96}$	$\frac{66,40}{15,64}$	$\frac{0,57}{—}$	$\frac{—}{2,28}$	—	$\frac{1,67}{65,35}$	$\frac{—}{2,94}$
7	$\frac{11,48}{—}$	—	$\frac{1,15}{0,58}$	$\frac{0,98}{1,48}$	$\frac{4,61}{4,84}$	$\frac{7,77}{5,83}$	$\frac{53,57}{16,94}$	—	$\frac{0,61}{3,20}$	—	$\frac{19,83}{63,90}$	$\frac{—}{3,24}$
8	$\frac{14,23}{—}$	—	$\frac{1,05}{0,34}$	$\frac{1,05}{4,11}$	$\frac{4,51}{21,81}$	$\frac{9,03}{2,72}$	$\frac{59,89}{6,50}$	$\frac{0,98}{—}$	$\frac{0,41}{13,02}$	—	$\frac{8,84}{48,14}$	$\frac{—}{3,36}$
9	$\frac{6,66}{3,08}$	$\frac{0,17}{0,42}$	$\frac{1,10}{—}$	$\frac{1,09}{—}$	$\frac{5,09}{—}$	$\frac{7,84}{6,31}$	$\frac{47,4}{56,18}$	$\frac{1,16}{—}$	$\frac{1,20}{—}$	$\frac{2,18}{32,28}$	$\frac{26,09}{1,72}$	—

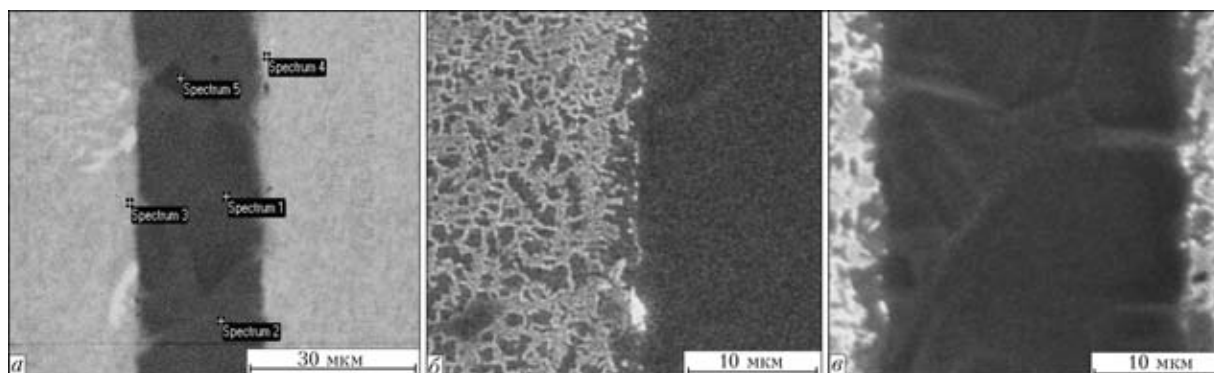


Рис. 7. Микроструктура различных зон сварного соединения, полученного диффузионной сваркой с использованием пленки интерметаллида Ni_3Al : а — общий вид сварного соединения; б, в — различные участки переходной зоны

Т а б л и ц а 3. Химический состав металла различных зон сварного соединения, полученного диффузионной сваркой с использованием пленки Ni_3Al

Номер зоны	Al	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W	Re
1	11,71	—	—	—	—	88,29	—	—	—	—
2	12,08	—	—	—	—	87,92	—	—	—	—
3	5,98	0,66	0,79	3,20	6,98	68,33	0,91	1,2	10,44	1,51
4	5,05	0,62	0,72	3,81	8,02	67,79	0,36	0,7	11,28	1,65

рассмотренных выше случаев сварное соединение состоит из четко определенных зон исходного материала и материала промежуточной прослойки. Следует отметить, что в сварном соединении, полученном с использованием кристаллического интерметаллида Ni_3Al , хотя и в наноструктурном состоянии, при кратковременном нагреве не было обнаружено следов взаимной диффузии легирующих элементов.

Таким образом, анализируя данные, представленные на рис. 4–6, можно прийти к заключению, что использование при диффузионной сварке в качестве материала промежуточной прослойки металла системы Ni-Al определенного структурного состояния позволяет получить качественное соединение. При этом на температурно-временные условия диффузионной сварки особое влияние оказывает не столько химический состав материала прослойки, сколько его структурное состояние.

При диффузионной сварке с использованием в качестве промежуточной прослойки кристаллической пленки интерметаллида Ni_3Al для получения соединения требуются более высокая температура и более длительное время выдержки, чем при сварке с использованием многослойной полученной напылением поэлементной пленки системы Ni-Al того же химического состава. По-видимому, в последнем случае протекание низкотемпературного экзотермического взаимодействия никеля и алюминия в многослойной пленке на стадии нагрева приводит к активации диффузионных процессов, что позволяет выполнять соединения определенным образом структурирован-

ных материалов без нарушения их фазового состава, структурной и кристаллографической ориентации и с сохранением свойств исходного материала.

Выводы

1. Условия формирования соединения при диффузионной сварке жаропрочных никелевых сплавов на основе упрочняющей γ' -фазы с использованием промежуточной прослойки определяются не столько химическим составом ее материала, сколько его структурным состоянием. Использование в качестве промежуточного слоя многослойной пленки системы Ni-Al позволяет получить качественное сварное соединение.

2. При диффузионной сварке с использованием многослойной прослойки системы Ni-Al или легкоплавкую прослойку $\text{Ni}_x\text{Al}_y\text{Ce}_z\text{Sc}_v$, уже в процессе сварки наблюдается взаимная диффузия легирующих элементов. Последующий отжиг приводит практически к равномерному распределению легирующих элементов по сечению сварного соединения.

3. Использование в качестве промежуточного слоя кристаллического интерметаллида Ni_3Al в наноструктурном состоянии дает возможность получить соединение при диффузионной сварке в твердой фазе.

1. Колобов Ю. Р. Диффузия и свойства наноструктурных материалов // 15-я Междуна. конф. «Физика прочности и пластичности материалов», Тольятти, 30 сент.–3 окт. 2003 г. — Тольятти: ТолГУ, 2003. — С. 93.
2. Аморфные и нанокристаллические структуры в никелиде титана, полученные при нитевидной пластической де-



- формации и последующем нагреве / В. И. Зельдович, Н. Ю. Фролова, В. П. Пилюгин, В. М. Гундарев // Физ. мет. и металловедение. — 2004. — 97, № 1. — С. 55–63.
3. *Sputter deposited nanocrystalline Ni–25Al alloy thin films and Ni/Ni₃Al multilayers*/ R. Benerjee, I. B. Thompson, P. M. Anderson, H. L. Frazer // *Thin Solid Films*. — 2003. — 424, № 1. — P. 93–98.
4. Фролов К. В., Троицкий О. А., Борисов Ю. В. Металл можно месить как тесто (Возможности новых критических технологий) // *Металлургия машиностроения*. — 2003. — № 5. — С. 38–39.

In joining the structurally-oriented or single-crystal high-temperature nickel alloys, it is necessary to retain the structural and crystallographic orientation of the initial material to the maximum degree in the welded joint to preserve their service properties, which is achieved in solid-phase welding, for instance diffusion bonding. The paper considers the possibility of using Ni-Al alloy films with different structural conditions as the interlayer in diffusion bonding of the above alloys: nano-structured crystalline monoliths of Ni₃Al and NiAl₃ intermetallics, obtained by the method of super-fast solidification and vapour-phase deposition, as well as multi-layer films, consisting of individual layers of nickel and aluminium. It is established that use of films in the nano-structured condition as interlayer allows intensifying the process of diffusion bonding of nickel alloys.

Поступила в редакцию 04.07.2006

НАУЧНО-МЕТОДИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

23 октября 2006 г. в Харькове под председательством проф. А. Н. Туренко состоялась научно-методическая конференция «Сучасні технології виробництва деталей: досягнення та проблеми». Організаторами конференції виступили Міністерство освіти і науки України, а також Харківський національний автомобільно-дорожній університет (ХНАДУ), на базі якого проходила конференція.

Конференція була посвячена 95-летию со дня родження професора, заслуженого діяча науки і техніки України А.М. Петриченко а також 75-летию кафедри технології металів і матеріалознавства (ТМ і М) ХНАДУ. Кафедра являється однією з кращих профільних кафедр України. В становленні і розвитку кафедри внесли суттєвий вклад учені А.М. Петриченко (заведовав кафедрою на протязі 38 років), С. С. Дьяченко, Л. А. Солнцев, М. В. Мажаров, Л. А. Тимофеева, В. И. Мощенок (нинішній зав. кафедрою) і др.

Конференція включала роботу наступних секцій:

- ✓ проблеми сучасного матеріалознавства (руководитель — проф. Дьяченко С. С.); нові технологічні процеси виготовлення литв (руководитель — проф. Гладкий І. П.);
- ✓ досягнення сучасного металургічного виробництва (руководитель — проф. Любченко А. П.);
- ✓ прогресивні процеси обробки металів різанням (руководитель — проф. Коломиец В. В.);
- ✓ сучасні матеріали і технології зварючного виробництва (руководитель — проф. Тимофеева Л. А.);
- ✓ методичні аспекти розробки підручника нового покоління по технології конструкційних матеріалів і матеріалознавству (руководитель — проф. Мощенок В. И.).

Конференцію відкрив Председатель оргкомітета А. Н. Туренко, ректор ХНАДУ, який привітав її учасників з початком роботи конференції і побажав плідного обміну науковим, методичним і практичним досвідом, а також встановлення нових перспектив співробітництва.

В роботі конференції прийняли участь понад 40 спеціалістів в області матеріалознавства, металознавства, литейного виробництва, обробки металів різанням, зварючного виробництва, а також викладачі профільних дисциплін, докторанти і аспіранти з ННІ, університетів, академій, підприємств машинобудування і металургії України і Росії.

На конференції були заслухані доповіді по результатам переважно прикладних досліджень, а також доповіді спеціалістів ННІ і промислових підприємств по їх спільним розробкам, в т. ч. в області зварючного виробництва. Всього було заслухано 36 доповідей.

В час роботи конференції відбулась презентація підручника по технології конструкційних матеріалів і матеріалознавству над створенням якого працювали співробітники профільних кафедр 21 вищого навчального закладу України. Її розробкою керував В. И. Мощенок. Сам підручник включає кілька тисяч сторінок ілюстрованого текстового матеріалу, 150 відеофільмів і відповідає Міжнародним стандартам вищої школи.

Конференція сприяла консолідації зусиль на впровадження нових наукових досягнень і методичних розробок в навчальний процес, зміцненню ділових зв'язків між ученими, працюючими в ННІ, на виробстві і в вищій школі. Визначені перспективні напрями подальшого співробітництва.



СТРУКТУРНАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ В СИСТЕМЕ ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ–МЕТАЛЛИЧЕСКИЙ РАСПЛАВ–ТВЕРДЫЙ МЕТАЛЛ (Обзор)

И. А. РЯБЦЕВ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На основе литературных данных рассмотрена структурная наследственность в системе исходные материалы–металлический расплав–твердый металл. Показано, что затвердевший металл слитка (наплавленный металл) наследует не только загрязненность исходных шихтовых (электродных) материалов неметаллическими включениями и другими вредными примесями, но и элементы кристаллической структуры этих материалов. Для получения равновесной структуры наплавленного металла при сварке (наплавке) перспективно использование ультразвуковой обработки сварочной ванны, а также комбинированных источников нагрева (гибридных технологий) — дуга–лазер, плазма–лазер и др.

Ключевые слова: сварка, наплавка, металл шва, металлургическая наследственность, структурная наследственность, структура расплавов, кластеры, ближний порядок, дальний порядок, твердый металл

Общие понятия наследственности в системе исходные материалы–металлический расплав–твердый металл. В металлургии под наследственностью в широком смысле слова понимается передача от первичных объектов вторичным сходства либо в их строении, внешнем или внутреннем, либо в физико-химических свойствах и особенностях (металлургическая наследственность) [1].

В литейном производстве влияние исходных шихтовых материалов на расплав, а через него на свойства полученного твердого металла замечено давно. Это влияние, связанное с наличием и действием неметаллических включений, газов и элементов кристаллической структуры исходных материалов, зависит от условий выплавки и внепечной обработки расплава: температурного и шлакового режимов, количества переплавов, вакуумирования и т. д.

Наиболее полно проблемы передачи от первичных объектов вторичным, сходства в их строении и физико-химических свойствах рассмотрены в монографии Б. А. Баума [1], где отмечается, что в металлургии и металловедении термин «наследственность» не имеет общепринятого смысла. По мнению автора, для процессов выплавки сущность явления лучше отражает термин «память». В результате таких сложных процессов, как подготовка шихты, переплав, раскисление, легирование, разливка и кристаллизация, наследственные признаки редко передаются в неизменном виде. Наиболее ярко это явление наблюдается только в чугунах, при плавлении которых включения гра-

фита могут не растворяться. В ходе кристаллизации форма графита и зависящие от нее свойства чугуна восстанавливаются [2]. В ряде случаев отмечается переход неметаллических включений из шихты в закристаллизовавшийся металл. Чаще всего, особенно в сталях, рассматриваемое явление связывают с неравновесностью структуры расплава.

Тем не менее, большинство исследователей в этой области для характеристики процессов передачи сходства от первичных объектов ко вторичным все-таки используют термин «наследственность» [3–6]. В случаях, когда при близких химическом составе, содержании примесей и неметаллических включений и примерно одинаковых условиях охлаждения расплава металл отливки отличается различной микро- и макроструктурой, как бы переданной через расплав от структуры исходных шихтовых материалов, говорят о структурной наследственности [3].

Действие технологических параметров выплавки на качество отливок обычно рассматривается с точки зрения изменения содержания газов, неметаллических включений, условий кристаллизации и пр. Отрицательную наследственность, как правило, связанную с наличием вредных примесей, чаще всего устраняют путем применения относительно высоких температур перегрева расплава, электрошлакового, плазменно-дугового и вакуумно-дугового переплавов, интенсивного перемешивания ванны, флюсовой или шлаковой обработки и др. [6].

Хотя проблема влияния макро- и микроструктуры исходных шихтовых материалов на свойства готового литого металла остается спорной, считается, что в расплавах сохраняются отдельные элементы структуры шихтовых компонентов, которые оказывают влияние на процесс кристаллизации. Эффективность внешних воздействий на



жидкий металл (термовременная и ультразвуковая обработки, перемешивание, лазерное и рентгеновское облучение и др.), можно связать с вызываемыми ими изменениями именно этих структурных элементов. Однако природа образований, являющихся переносчиками структурных признаков шихты через жидкое состояние к конечному продукту, до конца не выяснена [7].

Опыт показал, что эффективное управление процессами наследственности возможно только в случае дифференцированного учета процессов, протекающих в системе исходные шихтовые материалы–металлический расплав–твердый металл. Наименее изучено в этой системе структурное состояние металлических расплавов.

Структура металлических расплавов. При выплавке любого сплава используются шихтовые материалы, которые представляют собой либо чистые компоненты, либо обогащенные этими компонентами лигатуры, либо вторичное сырье. В большинстве случаев каждая из этих разнородных составляющих шихты в твердом состоянии является внутренне существенно неоднородной за счет наличия эвтектических колоний, выделений интерметаллидов и неметаллических включений, а также продуктов различных ликвационных процессов. При расплавлении таких исходных материалов образуется макроскопически неоднородный расплав.

По своим свойствам и строению жидкости гораздо ближе стоят к твердым телам, чем к газам. Сведения о строении расплавов металлов получают либо косвенными методами по измерению различных структурно-чувствительных свойств (электропроводность, вязкость, плотность, поверхностное натяжение, магнитная восприимчивость и др.), либо прямыми дифракционными методами (рентгено- и электронография, нейтронография), позволяющими экспериментально определять структурные параметры (равновесные межатомные расстояния количество ближайших соседей, среднеквадратичные отклонения атомов, радиусы корреляции в расположении частиц) и тем самым количественно характеризовать структуру расплава [8–12].

Рентгеноструктурный анализ показал, что при температуре, незначительно превышающей температуру плавления, расположение частиц в жидкости не беспорядочно, оно сходно с существующим в твердом кристаллическом теле. Мгновенное расположение частиц в жидкости в локальных объемах напоминает расположение атомов в подобном твердом теле [1]. Однако в отличие от твердых кристаллических тел, отличающихся дальним порядком, основной характеристикой структуры жидкостей является ближний порядок. Периодичность в расположении атомов жидкости, свойственная данному типу ближнего порядка, распространяется лишь на ограниченное количес-

тво межатомных расстояний. По мере удаления от любого атома, выбранного за начало отсчета, отклонения от существующего вблизи него ближнего порядка возрастают, что приводит к исчезновению на достаточно больших расстояниях какой бы то ни было периодичности в размещении частиц. Таким образом, ближний порядок — это упорядоченное расположение атомов и молекул в пределах расстояний, сравнимых с межатомными расстояниями, дальний порядок — упорядоченное расположение атомов и молекул во всем объеме тела.

Основными характеристиками структуры ближнего порядка жидких металлов являются наиболее вероятные межатомные расстояния r и средние координационные числа Z . Величина Z численно равна количеству ближайших соседей около каждого атома расплава. Оценочные расчеты показали, что упорядоченные области могут охватывать 10 и более координационных сфер и достигать размера примерно 200 нм. Необходимо также помнить, что на свойства расплавленных образцов может влиять их исходное твердое состояние. Это связано с характером распределения и взаимодействия атомов примесей и дефектов решетки, зависящих от предыстории образца [1].

Близость структур жидкого и твердого металлов подтверждает такой опыт: при медленном плавлении и охлаждении сформировался монокристалл висмута той же ориентации, что и исходный, а при затвердевании перегретого жидкого металла, полученного путем расплавления крупнокристаллического слитка, вновь образовавшийся твердый слиток также имел крупнокристаллическое строение. Ближний порядок после расплавления железа не изменяется и в жидком железе остается ОЦК-структура [13].

При сопоставлении жидкости с кристаллическим твердым телом необходимо выделить следующий важный момент. Создание модели реального кристаллического твердого тела требует учета элементов беспорядка в идеальной пространственной решетке — дислокаций, вакансий, внедренных атомов и т. д. Картина же строения любой жидкости нуждается в установлении элементов определенного ближнего порядка или элементов порядка в беспорядке [13, 14].

Это обстоятельство учитывается так называемой сиботаксической моделью строения жидкостей. Сиботаксисами называют области с определенным типом пространственной упорядоченности частиц. Позднее появился аналогичный по смыслу термин кластер. В многокомпонентной жидкости кластеры — это относительно устойчивые образования с более сильными по сравнению с внешними внутренними связями. Они не имеют физической поверхности раздела, при пе-



реходе через которую параметры состояния и свойства менялись бы скачкообразно [13].

Исходя из этих понятий модель жидкого металла можно представить следующим образом: по всему объему жидкого металла содержатся различные по размеру группы частиц (кластеры), в пределах которых сохраняется порядок в расположении атомов, близкий к имеющемуся в твердом теле. Эти кластеры изменяются во времени, они непрерывно зарождаются и разрушаются. Атомы из одной группировки переходят в другую с иным расположением осей симметрии. В местах соприкосновения кластеров происходит некоторое разупорядочение слоев. В каждый конкретный момент времени центральная часть кластера по строению близка к твердому телу, в то время как внешние слои лишены строгой симметрии.

В последнее время получила распространение квазиполикристаллическая модель металлических расплавов, являющаяся своеобразным сочетанием двух структурных составляющих: кластеров (микроруппировок с упорядоченным расположением атомов, близким к таковому в кристаллических телах) и разупорядоченной зоны с хаотическим и, как правило, более рыхлым расположением частиц, образующих в расплавах непрерывную трехмерную ячеистую сеть, обволакивающую кластеры. Кластеры структурно и генетически связаны с твердым металлом [13].

В чистых жидких металлах одной из упаковок обычно является упаковка типа исходной кристаллической решетки. Опыт показал, что переход из кристаллического состояния в жидкое не вызывает существенной перестройки структуры ближнего порядка таких металлов, как железо, алюминий, никель, медь, магний. Так, железо и никель при температуре, близкой к температуре кристаллизации, имеют ближний порядок, который по формальным признакам более всего соответствует ОЦК-упаковке. При этом допускается формирование в расплаве кластеров и с более плотной упаковкой типа ГЦК и ГПУ [1].

В многокомпонентном расплаве при малом перегреве над ликвидусом сохраняется структурная неоднородность исходных шихтовых материалов, что дает основание рассматривать его как неравновесную систему. Кристаллизация такого неравновесного расплава, в котором сохраняются микроруппировки типа карбидов и интерметаллидов, сопровождается образованием множества структурных и концентрационных несовершенств в затвердевшем металле.

Переход из неравновесного состояния в равновесное может быть достигнут за счет нагрева до определенной критической температуры (как известно, для каждой марки стали существует критическая температура выплавки, при достижении которой жидкая сталь приобретает однородное

строение, что приводит к получению более однородного твердого раствора, обеспечивающего максимальные пластические свойства). Эта критическая температура выплавки определяется химическим составом сплава и исходными шихтовыми материалами [13, 15].

Плавление металла упрощенно можно рассматривать как процесс дробления макроскопического твердого тела на отдельные кластеры (или блоки) с увеличением расстояния между ними до того предела, при котором происходит разрыв межатомных связей, соединяющих поверхность двух соседних кластеров. Скрытая теплота плавления затрачивается на разрыв межатомных связей, но не между отдельными атомами, а между соседними кластерами (блоками) [13].

Серьезным препятствием на пути понимания причин наблюдаемых температурно-концентрационных изменений свойств металлических жидкостей является неясность в вопросе о форме существования в них примесей [13]. Характер взаимодействия примеси с окружающими частицами определяет и форму ее существования, и окружающий ее ближний порядок, и ее поведение, а тем самым и свойства расплава. В качестве первого приближения можно ограничиться сведениями о соотношении энергий взаимодействия атомов компонентов. Действительно, независимо от того, является вводимая в расплав примесь металлической или неметаллической, происходящие в расплаве структурные изменения обычно сводятся к формированию комплексов, центры которых — атомы примесей. Иными словами, несмотря на различную природу примесей принципиальной разницы при описании строения их разбавленных растворов нет. В особо чистых образцах железа первые добавки каждой из исследованных примесей — кислорода, серы, углерода, фосфора — понижают вязкость, причем интенсивность действия примесей уменьшается именно в указанной последовательности. Снижение вязкости с повышением содержания примеси свидетельствует о возрастании микронеоднородности. Последующее увеличение концентрации данной примеси, особенно при введении в расплав других элементов, может уменьшить темп снижения вязкости или привести к ее росту.

С позиций квазиполикристаллической модели расплавов увеличение вязкости расплавленной среды, содержащей неметаллические включения, можно объяснить повышением в ней доли кластеров и соответствующим уменьшением относительной доли разупорядоченной зоны. Повышение доли кластеров при введении в металлический расплав дисперсных кристаллических частиц является, по-видимому, проявлением своеобразного эпитаксиального эффекта. В незначительно перегретых расплавах вокруг инородных твердых час-



тиц формируются малоподвижные оболочки, состоящие в основном из относительно больших и относительно более стабильных кластеров. Ориентирующее действие кристаллических решеток включений на приграничные слои металла проявляется в повышении степени упорядоченности расплава. Дисперсные включения твердых частиц значительно облегчают кристаллизацию расплава. При неизменном общем содержании неметаллических включений эффект влияния на вязкость металлических расплавов зависит от их природы и дисперсности.

Результаты исследований позволили установить следующие основные особенности перехода из кристаллического состояния в жидкое:

существенной перестройки структуры ближнего порядка металлов не происходит, скорость структурных преобразований в многокомпонентных расплавах невелика;

расплавы характеризуются сохранением в течение длительного периода микроскопических упорядоченных областей (кластеров);

размеры и количество элементов структуры расплава влияют на кинетику кристаллизации и свойства отливок, технология выплавки большинства литейных сплавов включает перегревы над точкой плавления до температуры, значительно меньшей температуры разупорядочения структуры жидкости [3].

Кристаллизация металлических расплавов. Кристаллизация — это процесс перехода расплава из жидкого состояния в твердое. Характер ее протекания в значительной мере определяет структуру и свойства затвердевшего металла. В процессе кристаллизации структурные неоднородности жидкого металла могут передаваться твердому телу. В частности, таким образом происходит наследственная передача неравномерного распределения примесей в сплаве, находящемся в жидком состоянии, при его переходе в твердое.

В ряде работ [3–5, 13, 15] отмечается наличие связи между свойствами жидких сплавов и механическими, а также служебными характеристиками образующегося твердого металла. Наиболее вероятной причиной наблюдаемых корреляций, связывающих свойства жидких и твердых металлов, является неравновесность расплава перед кристаллизацией. Для полного протекания в расплаве процессов установления равновесия требуется достаточное время, поэтому степень их завершенности к моменту кристаллизации может оказаться различной. Изменение во времени структуры расплава отражается на его свойствах, а в случае кристаллизации из разных состояний — на свойствах твердого металла.

Считается, что ни одна из существующих теорий кристаллизации не объясняет всего многообразия наблюдаемых фактов. В ходе кристалли-

зации металлических расплавов одновременно протекают процессы микро- и макроscopicкого перемещения частиц и их групп, осуществляется теплопередача, происходят фазовые превращения.

Чаще всего рассматривается три механизма роста кристаллов:

послойный (возникновение и разрастание двумерных зародышей новых кристаллических слоев на атомарно-гладкой поверхности кристалла);

дислокационный (присоединение частиц к ступеням, образованным выходом винтовых дислокаций на поверхность кристалла);

нормальный (беспорядочное присоединение частиц к шероховатой поверхности раздела кристалл–расплав [1]).

Предполагается, что кристаллы металлов и сплавов в обычных для промышленной практики условиях должны иметь шероховатую границу раздела и увеличиваться по нормальному механизму их роста. В случае чистых металлов не исключается и послойный механизм их роста. Структура расплава, даже равновесного, существенно влияет на механизм кристаллизации. В случае, когда структуры ближнего порядка расплава и твердой фазы достаточно близки, имеет место нормальный рост кристаллов.

В существующих теориях кристаллизации основное внимание сосредоточено на растущей поверхности кристалла, жидкость при этом представляется пассивной стороной, роль которой ограничена транспортом материала и отводом тепла. Необходимо также обращать внимание на состояние жидкости вблизи границы с твердой фазой. При этом жидкость можно рассматривать как суперпозицию атомных конфигураций с кристалло- и жидкостноподобным окружением, при которой возможна передача кристаллу элементов разупорядочения — главным образом точечных и линейных дефектов [1].

Движение фронта кристаллизации в многокомпонентных микронееднородных расплавах может происходить путем присоединения к нему групп частиц — кластеров. В связи с этим высказывается предположение о том, что эффекты упорядочения в некоторых твердых сплавах, форма и дисперсность структурных составляющих в них также зависят от структуры расплава. Структура расплава, влияя на механизм и другие особенности кристаллизации, в известной мере определяет и дефектность кристалла. Предполагается, что более микронееднородный и неравновесный расплав порождает и наиболее дефектные кристаллы [1].

Целенаправленно воздействуя на структуру исходных шихтовых материалов, можно достичь существенного повышения качества отливок и их свойств. Структурная информация закладывается путем применения специальных способов обработки и получения шихтовых материалов [3, 16, 17]:



обработкой шихтовых материалов в процессе выплавки (термокинетическая и термовременная обработка, модифицирование, электрошлаковый, плазменно-дуговой и вакуумно-дуговой переплав и др.);

форсированным охлаждением шихтовых материалов при кристаллизации для получения мелкозернистой структуры (охлаждение водой, гранулирование, центробежное литье и т. п.);

твердофазной обработкой шихтовых материалов (термической, давлением и т. п.) для получения неравновесных структур, насыщенных дислокациями, с тонкой мозаичной структурой.

Таким образом, структурной (металлургической) наследственностью в системе исходные шихтовые материалы—металлический расплав—твердый металл можно управлять, изменяя, во-первых, состав, структуру и форму шихтовых материалов и, во-вторых, тепловой, кинетический и шлаковый режимы выплавки.

Проблемы структурной наследственности в системе исходный электродный (присадочный) материал—расплав сварочной ванны—твердый металл при сварке. Еще академик Е. О. Патон обращал внимание на то, что качество и свойства сварного соединения зависят как от электродного (присадочного), так и основного металла. Чем качественнее и однороднее по составу исходные материалы, тем выше вероятность получения из них качественной продукции. Однако при сварке, как правило, в первую очередь уделяется внимание одной стороне структурной наследственности — загрязненности исходных материалов неметаллическими включениями и другими вредными примесями и их влиянию на свойства сварных швов. Недаром именно сварщиками предложены такие методы повышения качества металлов и сплавов, как электрошлаковый, вакуумно-дуговой и электронно-лучевой переплав.

Однако в сварочной технической и научной литературе практически отсутствуют публикации по проблеме связи кристаллической структуры исходных твердых материалов с аналогичными структурами сварочной ванны и затвердевшего металла сварного шва, и термин «наследственность» применительно к системе исходный электродный (присадочный) материал—расплав сварочной ванны—твердый металл в сварке обычно не используется.

Тем не менее, изучение этой проблемы имеет важное значение и для сварки (наплавки). Однако исследование структурной наследственности при сварке по сравнению с металлургией осложняется следующими факторами:

нагрев, плавление и перенос электродного (присадочного) материала при различных способах сварки (наплавки) по большинству физико-

металлургических параметров имеют значительные отличия;

влияние основного металла, который переплавляется и попадает в сварочную ванну, его в определенной степени можно отнести к исходным материалам;

температурно-временные параметры сварочной ванны (в отличие от металлургической печи) не являются стационарными и с трудом поддаются регулированию, вследствие чего структура расплава сварочной ванны, по-видимому, будет далека от равновесной;

кристаллизация металла сварочной ванны происходит на твердой подложке, структура металла которой влияет на структуру затвердевающего металла.

Как свидетельствуют литературные данные [18], для получения качественного и однородного наплавленного металла, по-видимому, важное значение имеют способы изготовления шихтовых (электродных, присадочных) материалов. Использование чистых по примесям, однородных по составу и строению материалов должно обеспечить получение наплавленного металла с более высокими эксплуатационными свойствами. Например, для широко применяемых при наплавке высоколегированных порошковых проволок и лент, а также спеченных лент перспективно использование в качестве шихты лигатур, изготовленных с применением рафинирующих переплавов, полностью или частично, обеспечивающих получение наплавленного металла заданного состава.

Определенные перспективы имеет ультразвуковая обработка сварочной ванны. Как установлено [19], при введении в сварочную ванну перед ее затвердеванием интенсивных ультразвуковых колебаний достигается более упорядоченная структура наплавленного металла, снижается его коэффициент трения, увеличивается износостойкость.

Для управления температурно-временными параметрами сварочной ванны, процессами ее кристаллизации, а также структурой наплавленного металла, по-видимому, целесообразно использовать комбинированные источники нагрева (гибридные технологии) — дуга—лазер, плазма—лазер и др.

1. Баум Б. А. Металлические жидкости. — М.: Наука, 1979. — 120 с.
2. Влияние природы шихтовых материалов на структуру и свойства чугуна с шаровидным и пластинчатым графитом / Н. Г. Гиршович, А. Я. Иоффе, Л. Р. Зоммер и др. // Основы образования литейных сплавов. — М.: Наука, 1970. — С. 224–227.
3. Никитин В. И. Управление наследственностью структуры шихты и расплавов — важнейший резерв повышения качества отливок // Литейное пр-во. — 1988. — № 9. — С. 5–6.
4. Никитин В. И. О влиянии качества шихтовых металлов на свойства легких сплавов // Цвет. металлы. — 1982. — № 8. — С. 73–75.
5. Влияние наследственности структуры шихты на механические свойства сплава ВAl18 / П. П. Прудовский, В. Д.

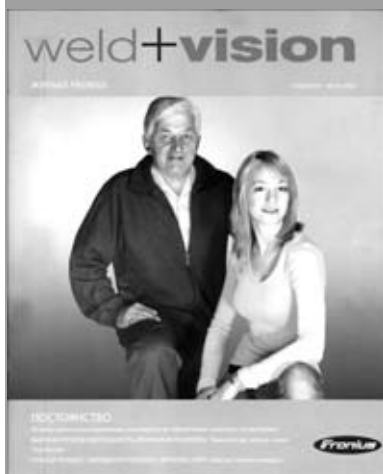


- Голяков, Н. А. Симонова и др. // Литейное пр-во. — 1986. — № 11. — С. 7–8.
6. Еланский Г. Н., Кудрин В. А. Строение и свойства жидкого металла. — М.: Металлургия, 1984. — 239 с.
 7. Попель П. С., Баум Б. А. Термодинамический анализ одной из причин металлургической наследственности // Изв. АН СССР. Металлы. — 1986. — № 5. — С. 47–51.
 8. Вилсон Д. Р. Структура жидких металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1972. — 247 с.
 9. Татаринова Л. И. Структура твердых аморфных и жидких веществ. — М.: Наука, 1983. — 151 с.
 10. Крокстон К. Физика жидкого состояния / Пер. с англ. — М.: Мир, 1978. — 400 с.
 11. Ватолин Н. А., Пастухов Э. А. Дифракционные исследования строения высокотемпературных расплавов. — М.: Наука, 1980. — 189 с.
 12. Арсентьев П. П., Коледов Л. А. Металлические расплавы и их свойства. — М.: Металлургия, 1976. — 376 с.
 13. Еришов Г. С., Черняков В. А. Строение и свойства жидких и твердых металлов. — М.: Металлургия, 1978. — 248 с.
 14. Белащенко Д. К. Структура жидких и аморфных металлов. — М.: Металлургия, 1985. — 192 с.
 15. Тягунов Г. В., Колотухин Э. В., Авдюхин С. П. Связь свойств расплава со структурой и свойствами твердого металла // Литейное пр-во. — 1988. — № 9. — С. 8–10.
 16. Улучшение структуры и свойств твердого металла путем воздействия на металлический расплав / Е. Е. Третьяков, Г. В. Тягунов, В. С. Цепелев и др. // Сталь. — 1992. — № 7. — С. 31–34.
 17. Попель П. О., Баум Б. А., Косилов Н. С. Межфазные явления при смешении металлических расплавов // Адгезия расплавов и пайка материалов. — 1982. — Вып. 9. — С. 8.
 18. Химическая макронеоднородность металла, наплавленного различными электродными материалами / В. Е. Еремеев, Ю. В. Стреляный, В. А. Корбут, Л. В. Песня // Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1979. — С. 36–42.
 19. Шиляев А. С., Ивинский В. И., Стукин С. А. Электродуговая наплавка деталей машин с наложением ультразвукового поля // Наплавка при изготовлении деталей машин и оборудования. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1986. — С. 117–119.

Issues of structural heredity in the initial material — molten metal — solid metal system are considered on the basis of literature data. It is shown that the solidified metal of ingot (deposited metal) inherits not only contamination of initial charge (electrode) materials, but also elements of the crystalline structure of these materials. The use of ultrasonic treatment of the weld pool, as well as combined heat sources (hybrid technologies), such as arc-laser, plasma-laser, etc., is indicated to provide the equilibrium structure of the deposited metal.

Поступила в редакцию 28.09.2006

WELD+VISION (на русском языке)



Вышел в свет первый выпуск на русском языке журнала Weld+Vision компании Fronius (Австрия) — широко известного среди специалистов сварочного производства мирового бренда.

До настоящего времени он издавался на немецком, английском, французском и чешском языках.

Традиционно журнал знакомит читателей с научно-исследовательскими, опытно-конструкторскими работами и инновационными проектами, проводимыми специалистами Fronius, освещает новинки от компании, отражающие ее успехи в области создания новых эффективных технологических процессов сварки, а также образцов сварочной техники.

В журнале публикуются также материалы, рассказывающие о семействе Fronius, традициях и составляющих успеха деятельности руководства компании, а также краткая информация об интереснейших городах нашей планеты.

Журнал издается ежеквартально и распространяется бесплатно в Украине и Российской Федерации.

Бесплатно подписку можно заказать в ООО «Фрониус Украина» (07455, Украина, Киевская обл. Броварской р-н, с. Княжичи; тел.: (03804494) 62768, 54170; факс: (3804494) 62767; e-mail: ikraine@fronius.com) или в редакции журнала «Автоматическая сварка» (тел. (38044) 2876302, 529623; факс (038044) 5283484; e-mail: journal@paton.kiev.ua)



УДК 621.791.1/.8+621.791.94

ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ δ -ФЕРРИТА НА ГРАНИЦЕ СПЛАВЛЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ТЕПЛОУСТОЙЧИВОЙ ХРОМИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Путем моделирования термомеханического цикла сварки в жесткозакрепленном образце из теплоустойчивой стали Р91 посредством нагрева проходящим электрическим током до достижения поверхностного оплавления и сопоставления полученной структуры со структурой реальных соединений рассмотрен возможный механизм образования обезуглероженных зерен δ -феррита в зоне сплавления. Предполагаемый механизм объясняет их появление созданием в результате ликвационного перераспределения легирующих и примесных элементов участков, обедненных углеродом и обогащенных элементами-ферритизаторами, и зон обеднения углеродом в теле зерна вследствие его миграции в направлении сварного шва.

Ключевые слова: хромистая мартенситная сталь, сварные соединения, зона сплавления, оплавление зерен, ликвация, диффузия углерода, δ -феррит

При исследовании свариваемости теплоустойчивых сталей с 9 % Cr установлено [1], что в зоне сплавления (ЗС) сварных соединений в мартенситной матрице образуется δ -феррит в виде светлых зерен (рис. 1). Ферритные зерна не склонны к закалке, образованию карбидных выделений при отпуске и имеют низкую микротвердость в состоянии после сварки и отпуска (δ -феррит после сварки /отпуска: $HV_{0,2}$ — 199...258/ 202...248; мартенсит: $HV_{0,2}$ — 378...415/288...324). Сделано предположение [1], что образование δ -феррита может быть связано с перегревом металла в ЗТВ до оплавления зерен и миграцией углерода.

Настоящая работа выполнена с целью уточнения механизма образования ферритной фазы в сварных соединениях мартенситных сталей с 9 % Cr. В исследованиях моделировали сварочный термомеханический цикл на установке, позволяющей нагревать жесткозакрепленные цилиндрические образцы проходящим током до заданной температуры с задаваемыми скоростями нагрева, охлаждения и выдержкой при выбранной температуре T_n [2]. Для создания концентрации напряжений образцы в рабочей части имеют V-образную канавку, аналогичную надрезу в образцах Шарпи. Материал образца — сталь Р91, мас. %: 0,1 C–0,34 Si–0,47 Mn–0,003 S–0,018 P–8,5 Cr–0,28 Ni–0,93 Mo–0,2 V–0,072 Nb–0,06 N. Микрорентгеноспектральный анализ выполняли на установке «Самебах», для металлографических исследований использовали световой микроскоп «Neophot 32» и микротвердомер ПМТ-3.

Скорость нагрева в экспериментах составляла 79, охлаждения 39 °C/c (регулируется путем до-

полнительного подогрева в интервале $T_n = 1200...550$ °C, далее идет естественное остывание образца), при $T_n = 1200$ °C/c — выдержка 10 с. Перегрев образца в зоне подреза вызвал его частичное оплавление. В результате была смоделирована структура сварного соединения, включающая зону расплавления и прилегающий к ней участок перегрева (рис. 2, а). В зоне расплавления образовались уса-

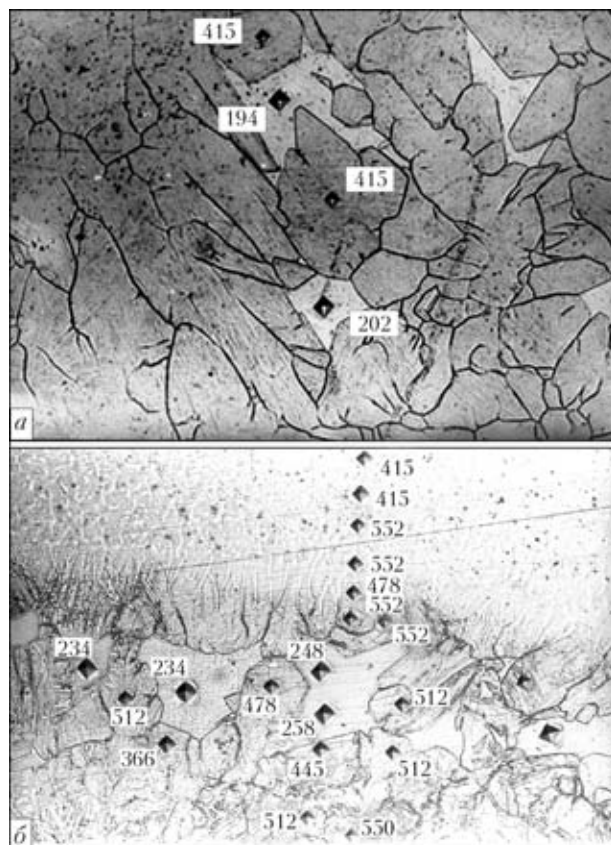


Рис. 1. Микроструктура околошовной зоны при автоматической наплавке валика под флюсом (состояние после наплавки) на сталь с 9 % Cr, $\times 400$: а — наплавка порошковой проволокой состава аналогичного стали; б — наплавка проволокой Св-04Х19Н9Т (цифры — значения микротвердости $HV_{0,2}$)

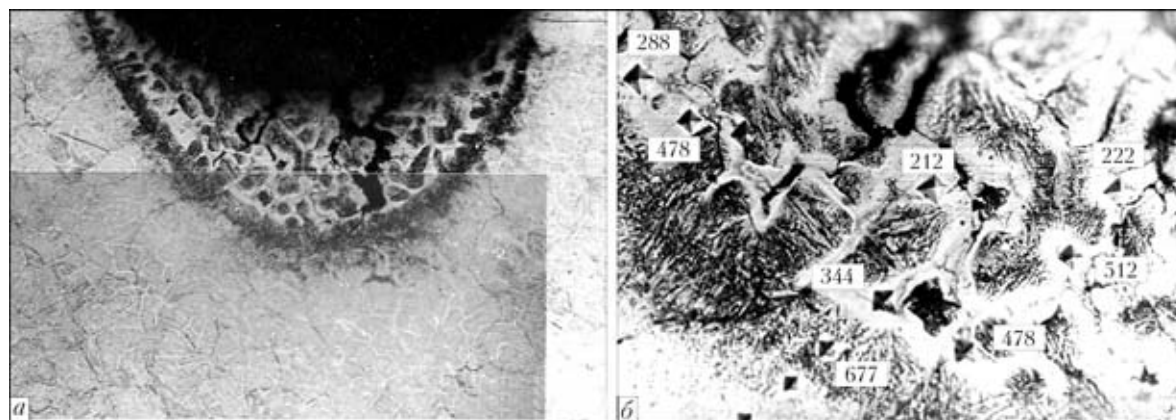


Рис. 2. Микроструктура участков в смоделированном сварном соединении: *a* — общий вид, $\times 200$; *б* — зона расплавления, $\times 800$

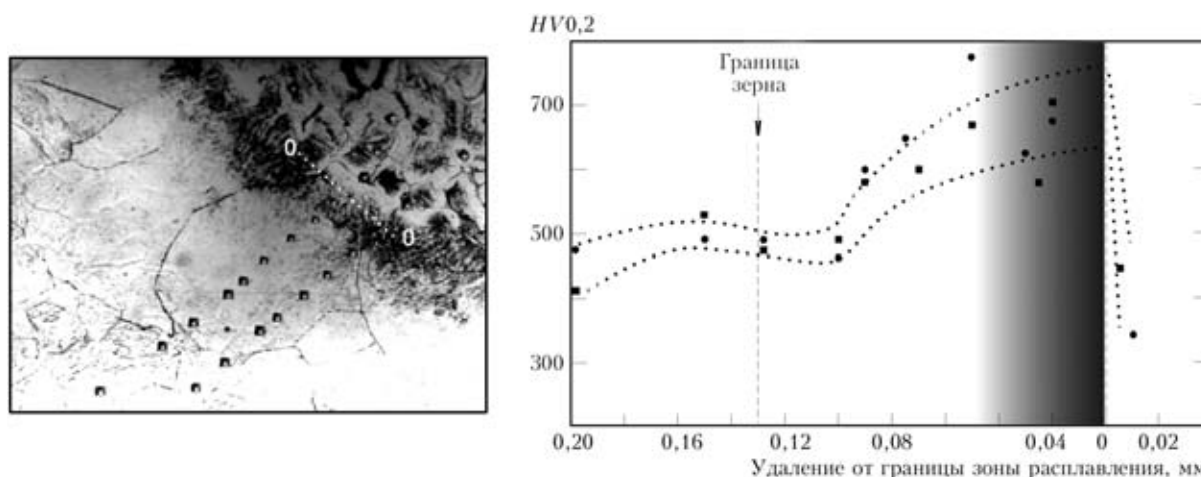


Рис. 3. Изменение микротвердости на участке ЗТВ — зона расплавления (фото, $\times 500$; на графике зона карбидной гряды оттенена)

дочные (кристаллизационные) трещины, что неизбежно при таких условиях эксперимента (рис. 2, б).

В металле ЗТВ наблюдается укрупнение зеренной структуры и образование карбидной гряды на границе основного металла (ОМ) — зона расплавления. По мере приближения к зоне расплавления микротвердость металла возрастает, что вызвано увеличением содержания углерода в этом направлении (рис. 3). В зоне расплавления (за нулевой линией 0...0) твердость резко снижается. Здесь имеет место ярко выраженная структурная неоднородность и сильный разброс значений микротвердости (рис. 2, б): есть участки с твердостью мартенсита ($HV_{0,2}$ — 478...512) и мягкие, соответствующие твердости δ -феррита ($HV_{0,2}$ — 212...222).

Результаты процессов, происходящих в рассматриваемом экспериментальном образце, аналогичны тем, которые развиваются в реальных сварных соединениях.

В металле ЗТВ (без оплавления) в высокотемпературной области вследствие диффузионного перераспределения элементов, входивших в составы растворенных частиц, происходили процессы растворения карбидных фаз и развитие гомо-

генизации. Это видно по однородному травлению зерен рядом с зоной расплавления. Диффузионное перемещение углерода и его «вытеснение» в высокотемпературную зону приводит к обогащению углеродом области у границы ОМ — расплав. Растворение зернограницных частиц и обеднение части зерен углеродом обуславливают снижение сопротивления для движения дислокаций, связанного с динамической рекристаллизацией и миграцией границ [3–5], в результате чего происходит рост зерна. Наблюдаемое в данном эксперименте частичное обезуглероживание твердого раствора вследствие его перемещения в сторону шва явилось условием более легкого роста зерна (в реальных соединениях из-за быстрой смены температур такой рост обычно не успевает произойти). Однако несмотря на миграцию углерода в участке перегрева металла ЗТВ δ -феррит не образуется.

В зоне расплавления при оплавлении зерен действует ликвационный механизм перераспределения химических элементов, среди которых высокую способность к ликвации имеет сера, фосфор и углерод. Ликвационное перераспределение легирующих и примесных элементов приводит к появлению в зоне расплавления микроучастков со



значительными колебаниями в химическом составе (таблица). В районе светлых участков микроструктуры (рис. 2, б) обнаруживается повышение содержания серы, связанное с ее ликвацией и дополнительно подтверждающее ликвационное происхождение этих участков. Также имеет место локальное повышение содержания хрома и молибдена. В результате при дополнительном обогащении углерода, выявляемом по темным прослойкам, сформированным после отпуска образца, создаются условия для образования низкоуглеродистого δ -феррита с минимальной твердостью.

Таким образом, в зоне перегрева сварных соединений сталей с 9 % Cr, сваренных однородным швом, имеется тенденция к перемещению углерода в зону шва, что приводит лишь к росту зерна без образования зерен δ -феррита, стабильного до комнатной температуры. Более заметное перераспределение легирующих элементов и углерода, приводящее к остаточным структурным изменениям, наблюдается на стадии оплавления зерен при достижении температур, соответствующих промежуточной кристаллизационной области ($L + \delta$).

Данные результаты подтверждают, что δ -феррит в зоне сплавления сварных соединений сталей типа Р91 образуется при достижении температур начала оплавления зерен.

Исследования, выполненные в работах [1, 6] позволяют предположить следующий механизм образования δ -феррита в зоне сплавления. В стали с 9 % Cr (по аналогии с диаграммой равновесных структурных превращений в сталях с 12 % Cr (рис. 4) [7]) при нагреве выше 1360...1400 °C должны проходить $\gamma \rightarrow \gamma + \delta$ -превращения, затем в подсолидусном интервале $\gamma + \delta \rightarrow \delta$. В условиях быстрого повышения температур превращение может сдерживаться и смещаться в область более высоких температур, близких к температуре T_S . При отсутствии значительных местных изменений в химическом составе в высокотемпературной области при последующем охлаждении металл ЗТВ вновь претерпевает полиморфные превращения: вначале $\delta \rightarrow \gamma$, затем $\gamma \rightarrow \alpha$ с образованием мартенситной структуры. Это справедливо для зоны перегрева, в которой миграция углерода вызвала только образование обогащенной углеродом гряды рядом со швом, что оказалось недостаточным для появления остаточной δ -ферритной фазы.

Ряды зерен, расположенных у шва, нагреваются до температур уровня эффективного солидуса T_S и выше, т. е. до межкритического интервала $T_S - T_L$ (рис. 5). Здесь, кроме миграции углерода (рис. 5, а), происходит развитие зернограничного оплавления (рис. 5, б). Причиной раннего оплавления может быть скопление вдоль границ элементов, входивших в состав растворившихся зернограничных карбидов. По мере прибли-

жения ко шву и, следовательно, увеличения температуры степень расплавления тел зерен возрастает, развиваясь по поверхности и внутренним субграницам. На этой стадии ликвация углерода в жидкие каналы на бывших границах зерен [8–10] при продолжающемся перемещении его к границам из глубинных зон зерна и быстрая его миграция вдоль этих каналов в область более высоких температур (в направлении шва) будет вызывать обеднение углеродом (по сравнению с номинальным составом) участков зерен у оплавленных границ. Диффузия углерода в зерне в сторону шва и уход его в расплав на субграницах также способствует расширению размеров зон с пониженным его содержанием.

Анализируемая зона	Массовая доля элементов, %					
	Cr	Mo	Ni	Si	S	Mn
Металл ЗТВ	8,39	1,19	0,26	0,48	0,0	0,23
Зона расплавления	7,50	0,50	0,38	0,54	0,0	0,136
	9,60	0,88	0,32	0,58	0,021	0,33
	12,99	1,67	0,28	0,52	0,054	0,25

Уменьшение концентрации углерода в участках зерен, прилежащих к расплавленным каналам, должно вызвать повышение T_S , т. е. в некоторых местах при стационарном распределении температур в металле ЗТВ начавшееся оплавление зерен

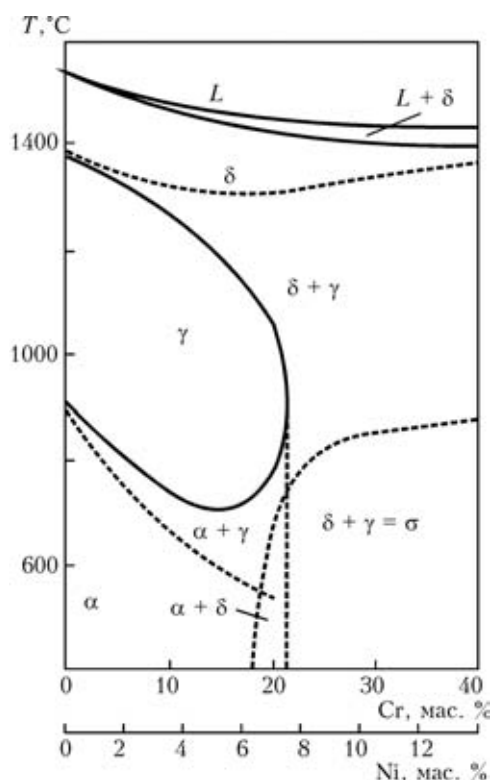


Рис. 4. Диаграмма равновесных превращений в стали Fe-12Cr-Ni при соотношении Cr/Ni = 3/1 [7]

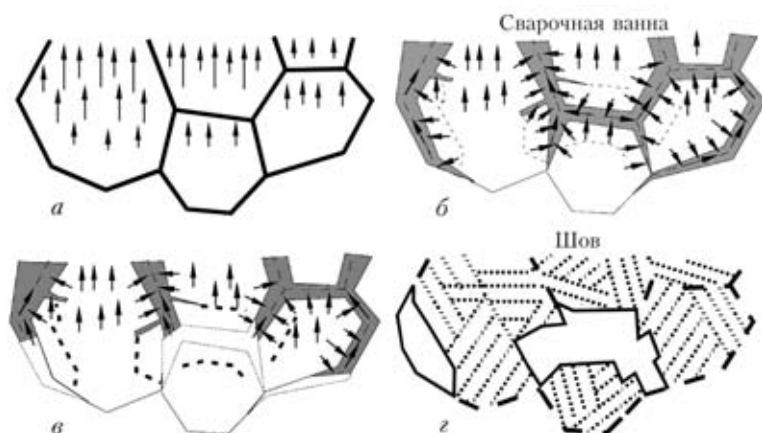


Рис. 5. Схема предполагаемого механизма образования δ -феррита в металле 3С сварных соединений стали с 9 % Cr: а — нагрев и диффузия углерода в сторону высоких температур; б — стадии межзеренного оплавления, ликвации и миграции углерода по жидким каналам; в — кристаллизация межзеренных зон с образованием зародышей стабильного δ -феррита и их прорастание в прилежащие участки зерен; г — результирующая структура мартенсита с зернами δ -феррита

будет приостановлено, а отток углерода по каналам создаст условия для начала кристаллизации межзеренного расплава (рис. 5, в). Кристаллизация каналов, сопровождающаяся высвобождением углерода из нового твердого раствора в жидкость перед фронтом кристаллизации, будет способствовать формированию стабильного δ -феррита на определенном межзеренном участке, пока накопление углерода в канале не приведет к потере стабильности образующегося δ -твердого раствора при охлаждении или не вызовет кристаллизацию обогащенного углеродом аустенита. Кроме того, обеднение определенных объемов тел зерен углеродом вследствие его ликвации и диффузионного отвода также должно привести к образованию в них участков δ -феррита, обезуглероженных до степени обеспечения его стабильности при охлаждении до комнатной температуры (рис. 5, г).

Дополнительным фактором локальной стабилизации δ -феррита является повышение в зоне оплавленных границ концентрации ферритизаторов (хрома, молибдена) и уменьшение содержания аустенитизаторов — никеля и марганца, что обнаружено экспериментально. Углерод как аустенитизатор также должен отделяться от этих микрочастиц. Возможно, что именно в участках с повышенным содержанием ферритизаторов и «глубоким» обеднением углеродом и другими аустенитизаторами формируются зародыши стабильного δ -феррита. В дальнейшем, включая стадию охлаждения, от них начинает развиваться дополнительный диффузионный отток углерода и рост зерна δ -феррита, поскольку обособление ферритизаторов от аустенитизаторов происходит более легко в металле с исходной двухфазной ($\gamma + \delta$), чем в однофазной структурой [11, 12]. Такой ме-

ханизм вероятен также в том случае, если при быстром нагреве при сварке с малой погонной энергией не успеет произойти $\gamma \rightarrow \gamma + \delta \rightarrow \delta$ -превращение, а межзеренное оплавление начнется при сохранении перегретого аустенита. Тогда образование δ -феррита может происходить по реакции, подобной обратной перитектической $\gamma \rightarrow L_C + \delta$, т. е. расплавление аустенита, ликвация углерода с образованием обогащенной углеродом жидкости L_C и зародыша обезуглероженного δ -феррита. Далее перераспределение углерода и, в определенной степени, ферритизаторов и аустенитизаторов, ведет к «прорастанию» стабильного δ -феррита в объеме исходного зерна, как описано выше.

При кристаллизации жидкости в межзеренном канале возникает новая граница в зоне стыковки образовавшейся твердой фазы и «старого» зерна. Впоследствии эта граница мигрирует вглубь одного из зерен и занимает положение межфазной границы δ/γ , а образовавшееся зерно δ -феррита будет включать части смежных зерен, существовавших отдельно до начала межзеренного оплавления (рис. 5, б). Границы ферритных зерен имеют форму неправильных многогранников с ровными участками, что, очевидно, связано с процессом полиморфной перестройки кристаллической решетки вдоль определенных кристаллографических направлений. По химическому составу ферритные зерна почти не отличаются от окружающего мартенсита [1, 6], поэтому их рост связан главным образом с миграцией углерода. Отсюда следует, что образование и размеры зерен δ -феррита должны определяться температурой перегрева и длительностью ее воздействия на металл 3С, что зависит от тепловой мощности дуги и результирующего термического цикла сварки.

Скопление углерода у границы раздела ОМ — шов препятствует обезуглероживанию, достаточно для формирования δ -феррита, что может быть причиной отсутствия этой фазы непосредственно вдоль границы со швом.

При сварке стали с 9 % Cr высоколегированными аустенитными хромоникелевыми сварочными материалами присутствующие в них энергичные карбидообразующие элементы способствуют оттоку углерода в шов [4, 13, 14]. Видимо, с этим связано образование большего числа зерен δ -феррита в 3С разнородных соединений, чем в однородных (см. рис. 1). Возможно при отпуске миграция углерода из 3С в шов может привести к некоторому приросту размеров таких зерен.



Выводы

1. Анализ экспериментальных наблюдений за структурными изменениями в сварных соединениях стали с 9 % Cr позволил предложить возможный механизм образования зерен δ -феррита в прилегающих ко шву участках основного металла.

2. Выдвинуто предположение, что образование δ -феррита в околошовной зоне сварных соединений стали с 9 % Cr связано с перегревом металла до межкритического интервала температур (T_S — T_L) и включает две возможные стадии: иницирование — образование зародышей в виде зон с локальным повышенным содержанием ферритизаторов и пониженным углеродом вследствие ликвации и миграции углерода в сторону шва по жидким каналам; диффузионное обеднение углеродом прилегающих к зародышам участков зерен до степени обеспечения стабильности δ -феррита при пониженных температурах.

1. Скульский В. Ю. Структура металла в зоне сплавления и ЗТВ сварных соединений высокохромистых теплоустойчивых сталей // Автомат. сварка. — 2005. — № 5. — С. 15–23.
2. Касаткин Б. С. Микромеханизм образования холодных трещин при сварке среднелегированных сталей // Семинар по металлургическим требованиям производителей и потребителей к свариваемости стальной продукции, 10–20 сент. 1991 г., Киев / (Объединенные нации: Steel/Sem.17/R.54. — 1991. — 27 июня. — 20 с).

The probable mechanism of formation of decarburised delta-ferrite grains in the joining zone was studied by simulating the thermal-deformation cycle of welding in a restrained sample of heat-resistant steel P91 through heating with an electric current flow up to surface melting, and by comparing the resulting structure with structure of actual welded joints. The probable mechanism attributes formation of the above grains to regions depleted in carbon and rich in ferritising elements, which result from liquation redistribution of alloying and impurity elements, as well as regions depleted in carbon, resulting from its migration towards the weld.

3. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1978. — 568 с.
4. Земзин В. Н. Сварные соединения разнородных сталей. — М.: Машиностроение, 1966. — 232 с.
5. Лихачев В. А., Мышляев М. М., Сеньков О. Н. О роли структурных превращений в сверхпластичности // Физ. механика материалов. — 1987. — 63. — С. 1045–1060.
6. Скульский В. Ю. Влияние химического состава присадочного материала и свариваемой стали на структуру в зоне сплавления // Автомат. сварка. — 2006. — № 9. — С. 22–25.
7. Microstructure-property relationships in HAZ of new 13% Cr martensitic stainless steels / O. M. Akselsen, G. Rorvik, P. E. Kvaale et al. // Welding J. — 2004. — 83, № 5. — P. 160–167.
8. Vogel H. J., Ratke L. Instability of grain boundary grooves due to equilibrium grain boundary diffusion // Acta Metal. Mater. — 1991. — 39, № 4. — P. 641–649.
9. Петелин А. Л. Модель роста жидкометаллических каналов по границам зерен в металлах // Физика и химия обработки материалов. — 2003. — № 2. — С. 21–23.
10. Петелин А. Л. Образование жидкометаллических каналов по тройным стыкам зерен в металлах // Технология металлов. — 2005. — № 1. — С. 18–19.
11. Guttman M. Intermediate temperature aging of duplex stainless steels. A review // Duplex Stainless Steels-91, 28–30 Oct., 1991, Beaune, France. — Vol. 1. — P. 79–92.
12. Wang X. G., Dumortier D., Riquier Y. Structural evolution of zeron 100 stainless steel between 550 and 1100 °C // Ibid. — Vol. 1. — P. 127–134.
13. Лившиц Л. С. Металловедение для сварщиков. — М.: Машиностроение, 1979. — 253 с.
14. Готальский Ю. Н. Сварка перлитных сталей аустенитными материалами. — Киев: Наук. думка, 1992. — 224 с.

Поступила в редакцию 06.09.2005

КОМПЬЮТЕРНАЯ СИСТЕМА ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ И РЕСУРСА ТРУБОПРОВОДОВ С ЭРОЗИОННО-КОРРОЗИОННЫМ ИЗНОСОМ

Компьютерная система расчета позволяет определить прочность и остаточный ресурс эксплуатации трубопроводных систем на основании сведений об объекте, материале, а также дает информацию о результатах обследования технического состояния объекта.

Применение системы дает возможность повысить надежность эксплуатируемых объектов, сократить затраты на оборудование, удлинить межремонтный срок эксплуатации.

Контакты: 03680, Украина,
Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона
НАН Украины, отд. № 34
Тел./факс: (38044) 287 65 57;
e-mail: d34@paton.kiev.ua





ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В96 НА ПАРАМЕТРЫ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ

Т. М. ЛАБУР, д-р техн. наук, Т. Г. ТАРАНОВА, В. А. КОСТИН, кандидаты техн. наук,
чл.-коры А. Я. ИЩЕНКО, Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. Е. ФЕДОРЧУК, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Методом растровой микроскопии изучен характер структурных превращений, которые протекают в алюминиевом сплаве В96 при сварочном нагреве. Проведена количественная и качественная оценка состава фаз и их морфологических особенностей в зависимости от теплофизических условий сварки неплавящимся электродом и электронным лучом. Определено влияние объемной доли фаз на процессы зарождения и распространения трещины в сварных соединениях в условиях внецентренного разрушения.

Ключевые слова: высокопрочный алюминиевый сплав, термический цикл сварки плавлением, зона термического влияния, скорость охлаждения, сопротивление разрушению, микроструктура, включения, исследования

Структурные превращения, происходящие в алюминиевых сплавах при термическом цикле сварки, вызывают разупрочнение металла в околошовной зоне, а также охрупчивание отдельных структурных составляющих [1–5]. Судя по публикациям, однозначного мнения о влиянии фазовых включений и частиц на прочность и вязкость разрушения сварных соединений нет. При этом отмечается, что частицы снижают сопротивление разрыву, способствуют разрушению металла перед вершиной трещины, отслоению их поверхности от границы контакта с матрицей и т. д. Для более полного понимания явлений, происходящих при термическом цикле сварки, исследовали сплав В96, который характеризуется высокими значениями механических свойств, но трудно сваривается [6].

С целью установления объемной доли фаз, выделяющихся во время термического цикла сварки, выявления особенностей их морфологии и химического состава, влияния на процессы зарождения и распространения трещин в структуре околошовной зоны использовали метод моделирования термического цикла сварки дугой неплавящимся электродом и электронным лучом. Для этого вырезали из листа толщиной 3 мм плоские образцы размером 36×57 мм с острым надрезом глубиной 11 мм и радиусом 0,1 мм в вершине. Режимы нагрева образцов выбирали, исходя из термокинетической диаграммы превращений исследуемых сплавов [7]. В результате нагрева получили образцы с различными структурными составляющими, идентичные тем, которые возникают в локаль-

ных участках металла ЗТВ при сварке алюминиевых сплавов. Последующее испытание обработанных образцов выполняли в условиях внецентренного растяжения, что позволило, помимо изучения структуры, определить характеристики сопротивления разрушению отдельных участков. Структурный анализ частиц, выделяющихся в сплаве при нагреве и охлаждении, выполняли с помощью растрового электронного микроскопа JSM-840. Изучив изменение рельефа поверхности разрушения, отмечали особенности структурных фрагментов излома на пути распространения трещины. Определение объемной доли частиц, расположенных вдоль границ зерен, размера, формы и топологии распределения позволило установить влияние зависимости их на основные физико-механические свойства сварных соединений в металле ЗТВ.

Количественную оценку объемной доли частиц в структурах исследуемых образцов проводили с использованием компьютерной программы Image Pro 30, которая помогает выделить характерные элементы структуры на основании цветового контраста с последующей математической обработкой. В сочетании с программой Statistica 5.0 она позволяет обработать полученные результаты по одному из статистических подходов и на их основе построить графические зависимости.

Как показали результаты исследования объемной доли включений характер их распределения неоднородный на разном расстоянии от надреза по высоте образца (рис. 1). Во время термического цикла сварки дугой неплавящимся электродом он составляет 2...7,2, электронным лучом — 0,8...4 %. Максимальное количество выделений при дуговой сварке отмечается в состоянии после отжига, в условиях сварки электронным лучом

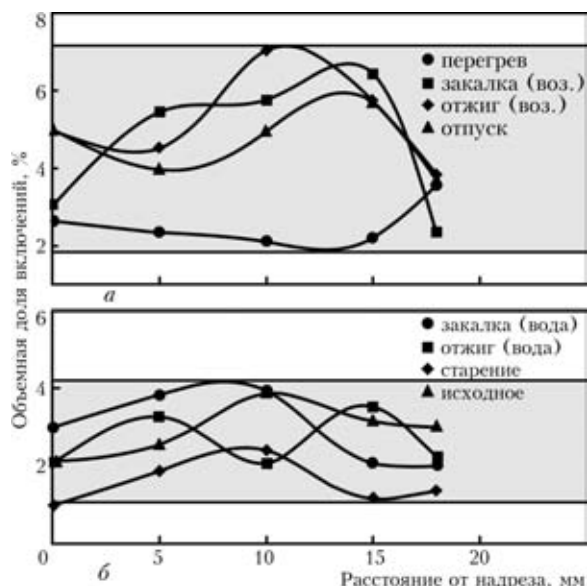


Рис. 1. Характер изменения объемной доли включений по высоте образца в зависимости от состояния металла при нагреве, имитирующим условия дуговой сварки неплавящимся электродом (а) и электронным лучом (б)

— на участке закалки. В состоянии перегрева (550 °С), который имитирует металл границы сплавления сварных соединений, объемная доля их изменяется в пределах 2,11...3,58 % (минимальная по сравнению с другими условиями нагрева и охлаждения при сварочном цикле), что соответствует расстоянию от надреза 10 и 18 мм. Нагрев сплава В96 до температуры закалки (460 °С) при обоих способах сварки приводит к увеличению объемной доли включений.

В условиях быстрого охлаждения металла в воде наибольшее количество включений (3,9 %) отмечается на участке, расположенном на расстоянии 10 мм, а наименьшее (2,1 %) — 18 мм от надреза. При охлаждении на воздухе эта величина составляет 6,44 и 2,34 % соответственно. Подобная закономерность фазовых выделений в исследуемом сплаве отмечается при охлаждении с температуры отжига (360 °С). Количество выделений при охлаждении в воде сохраняется, а на воздухе увеличивается в 2...2,5 раза по сравнению с состоянием металла после закалки. В состоянии металла после отпуска значение объемной доли включений близко к их значениям в состоянии отжига при охлаждении на воздухе, в состоянии старения наблюдается резкое снижение объемной доли фаз при их укрупнении. В участке металла у надреза количество объемной доли включений составляет 0,77, а на расстоянии 10 мм — 2,42 %, что в 2...3 раза меньше по сравнению с другими участками нагрева в металле ЗТВ. Таким образом, установленные закономерности изменения объемной доли включений в сплаве В96 от температуры нагрева показывают, что по сравнению с исходным состоянием наибольшее количество фаз выделяется в условиях нагрева до состояния отжига

Таблица 1. Влияние термообработки и среды охлаждения на количество включений в металле

Вид термообработки	Среда охлаждения	Объемная доля включений (max/min), %
Закалка (460 °С)	Вода	3,97/2,00
	Воздух	6,48/2,35
Отжиг (360 °С)	Вода	3,54/2,08
	Воздух	7,15/3,92

при охлаждении на воздухе. Этот факт может быть связан с интенсивностью процессов коагуляции неметаллических включений в данном сплаве. Рассмотрим влияние термообработки и среды охлаждения на количество включений в металле (табл. 1). При сравнении видно, что нижний предел значений при закалке постоянный и равен примерно 2 %. Верхний изменяется от 3,97 до 6,48 %, что указывает на высокую чувствительность сплава В96 к скорости охлаждения. В состоянии отжига скорость охлаждения оказывает влияние как на нижний, так и на верхний предел. При охлаждении в воде объем включений такой же, как и в состоянии закалки, и составляет 2,08, а при охлаждении на воздухе — 3,92 %. Верхний предел изменения объемной доли включений при этом равен 7,05 %, что практически близко к состоянию закалки.

Такая же закономерность выделений фаз отмечается и для значений верхнего предела в образцах, охлажденных на воздухе. Однако диапазон значений объемной доли фазовых выделений в состоянии закалки шире, чем при отжиге, что можно объяснить различной скоростью образования фаз при исследуемых условиях охлаждения.

На рис. 2 и 3 приведена зависимость объемной доли фазовых выделений и микроструктура исследуемого сплава от условий нагрева при электронно-лучевой сварке и сварке неплавящимся электродом сплава В96 в различных участках металла ЗТВ. Как видно из данных на рисунках, характер распределения фаз в структурах неодинаков, что связано с температурно-временными отличиями процессов, протекающих при нагреве и охлаждении исследуемого сплава. Так, в условиях нагрева при электронно-лучевой сварке максимальные значения выделения фаз наблюдаются для состояний закалки и отпуска, а минимальные — в состоянии старения. Это может вызвать ухудшение свойств сварных соединений на соответствующем участке металла ЗТВ. Объемная доля включений при перегреве и отжиге такая же, как и в основном металле (рис. 2). В условиях нагрева, моделирующих сварку неплавящимся электродом (рис. 3), максимальное количество выделений фаз (5,21 %) наблюдается в состоянии отжига, что в 2 раза выше, чем после сварки электронным лучом. Обратная закономерность наблюдается в ме-

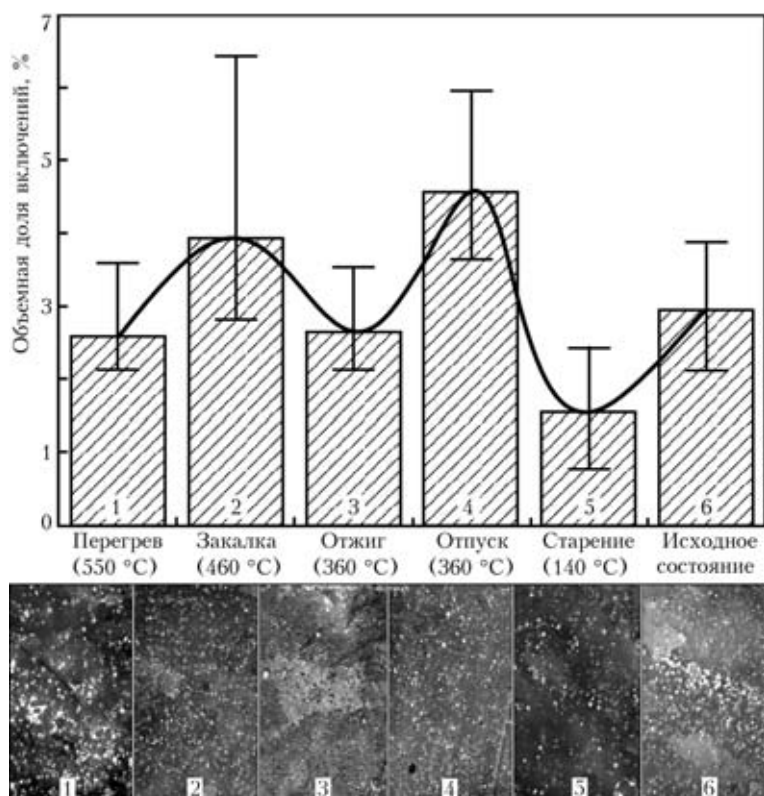


Рис. 2. Характер изменения объемной доли включений и микроструктуры (X200) сплава B96 в зависимости от теплофизических условий нагрева, моделирующих процесс сварки электронным лучом

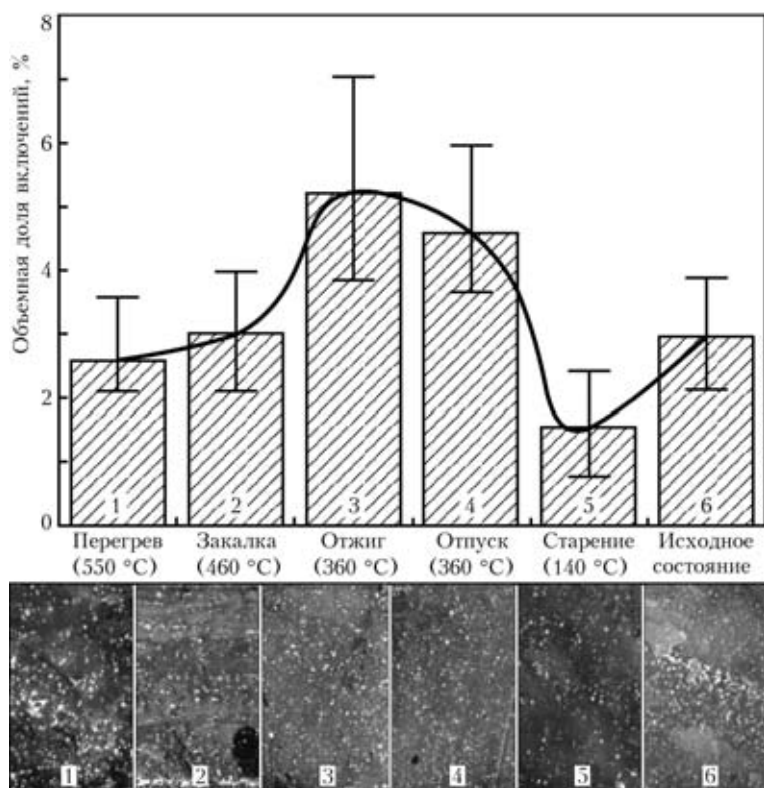


Рис. 3. Характер изменения объемной доли включений и микроструктуры (X200) сплава B96 от теплофизических условий нагрева, моделирующих процесс сварки дугой неплавящимся электродом

талле в состоянии закалки. Отмечаемые особенности микроструктуры обусловлены разницей скорости охлаждения металла после соответствующего сварочного нагрева. При сварке образцов электронным лучом изменение объемной доли включений носит синусоидальный характер, в условиях неплавящегося электрода отмеченная зависимость нарушается вследствие увеличения продолжительности термического цикла, действующего во время сварки.

В ходе исследований морфологии расположения выделяющихся при сварочном нагреве частиц установлено, что воздействие термического цикла приводит к образованию в сплаве от трех до пяти различных видов выделений, помимо нерастворяющихся включений интерметаллидных фаз.

Используемая в работе компьютерная методика определения объемной доли включений, содержащихся в исследуемых образцах, не позволила их идентифицировать в отдельности, что связано с недостаточным разрешением программы Image Pro по цветовому контрасту. В связи с этим в ходе изучения особенностей морфологии структуры в зоне распространения трещины были вырезаны шлифы в поперечном сечении относительно проката, поскольку именно это направление полуфабрикатов алюминиевых сплавов характеризуется наименьшим уровнем свойств. Согласно [8] сплав B96 содержит включения фаз, химический состав которых состоит из соединений основных легирующих элементов, %: 26...28 Cu, 38...40 Zn, 11...14 Mg. Их форма и размеры в структуре определяются температурой нагрева и условиями охлаждения металла в ЗТВ. Так, при теплофизических условиях, моделирующих сварку электронным лучом, размеры фаз колеблются в пределах 1,77...4,94, а при сварке неплавящимся электродом 2,5...7,82 мкм. Располагаются они в виде скоплений преимущественно вдоль границ зерен, ориентированных в направлении проката.

Микроструктура сплава B96 в состоянии перегрева, характерного для основного металла у границы сплавления, характеризуется наличием трех видов фазовых выделений (табл. 2). Стехиометрическая формула фазы белого цвета может быть идентифицирована как $MgZn_2$. Она имеет преимуще-



Таблица 2. Влияние условий нагрева и среды охлаждения на вид включений

Цветовая окраска фаз	Перегрев (550 °С, 3 с)	Закалка (460 °С, 1 ч, вода)	Закалка (460 °С, 1 ч, воздух)	Отжиг (360 °С, 20 мин, вода)	Отжиг (360 °С, 20 мин, воздух)	Отпуск (360 °С, 3 мин)	Старение (140 °С)	Основной металл (20 °С)
Белая	MgZn ₂	MgZn ₂	MgZn ₂	MgZn ₂	MgZn ₂	MgZn ₂	MgZn ₂	MgZn ₂
Серая	Fe ₂ SiAl ₈	Fe ₂ SiAl ₈	Fe ₂ SiAl ₈	Fe ₂ SiAl ₈	Fe ₂ SiAl ₈	Fe ₂ SiAl ₈	Fe ₂ SiAl ₈	Fe ₂ SiAl ₈
Темная	Mg ₂ Si	Mg ₂ Si	Mg ₂ Si	Mg ₂ Si	Mg ₂ Si	Mg ₂ Si	Mg ₂ Si	Mg ₂ Si
Темная с белой оторочкой	—	Mg ₃ Zn ₃ Al ₂	Mg ₃ Zn ₃ Al ₂	Mg ₃ Zn ₃ Al ₂	Mg ₃ Zn ₃ Al ₂	Mg ₃ Zn ₃ Al ₂	Mg ₃ Zn ₃ Al ₂	Mg ₃ Zn ₃ Al ₂
Серая с черной оторочкой	—	—	Al– Mg ₃ Zn ₃ Al ₂ – MgZn ₂	—	Al– Mg ₃ Zn ₃ Al ₂ – MgZn ₂	—	Al– Mg ₃ Zn ₃ Al ₂ – MgZn ₂	Al– Mg ₃ Zn ₃ Al ₂ – MgZn ₂
Общее количество фаз	3	4	5	4	5	4	5	5

твенно округлую форму размером 0,5...2 мкм и располагается в объеме твердого раствора (рис. 2, 3, позиция 1). Частицы серого цвета, имеющие игольчатую форму, могут принадлежать соединению Fe₂SiAl₈. Темные частицы, которые значительно меньше по размерам, можно отнести к фазе Mg₂Si. Все перечисленные типы фаз находятся в твердом растворе. По границам зерен отчетливо видны эвтектические образования длиной 2...15 мкм и шириной 0,3...0,7 мкм предположительного состава Mg₃Zn₃Al₂ [8]. После закалки и охлаждения на воздухе в микроструктуре сплава обнаруживается пять разновидностей фаз округлой формы (рис. 2, позиция 2), которые неравномерно располагаются в теле и по границам зерен. В отличие от предыдущего состояния в объеме металла содержатся комплексные фазы (серые с белой окантовкой), которые крупнее по сравнению с другими типами включений.

Увеличение скорости охлаждения металла, нагретого до температуры закалки, уменьшает количество фазовых выделений до четырех видов. При этом они меньше по размеру (1,77...4,94 мкм), характер их расположения неоднороден. Темных частиц с белой оторочкой, которые являются эвтектикой, не обнаружено, что свидетельствует о влиянии скорости охлаждения металла при термическом цикле сварки алюминиевых сплавов не только на объем выделений, но и на разнообразие видов фазовых выделений. В структуре металла в состоянии отжига и охлаждения в воде (рис. 2, позиция 3) можно выделить также четыре вида фаз, как и в состоянии закалки. Три из них относятся к основному составу исследуемого сплава, указанному выше. В структуре отсутствует фаза серого цвета с темной оторочкой, что, по-видимому, обусловлено температурой нагрева и средой охлаждения. Действие такой температуры сравнительно длительное время при охлаждении металла на воздухе достаточно для выделения пяти видов фаз

(рис. 3, позиция 2). Крупные коагулированные частицы хаотически расположены в объеме зерен, вдоль границ расположены мелкие частицы в виде цепочек. Особенностью данной структуры является наличие комплексных частиц серого цвета с черной оторочкой. В состоянии старения в металле наблюдается все пять типов более крупных фаз, количество которых больше, чем при других условиях нагрева (рис. 2, 3, позиция 5). В основном металле также отмечено пять типов фаз (рис. 2, 3, позиция 6), при этом в микроструктуре четко просматривается их строчечное расположение относительно направления проката, неоднородность распределения фаз, а также большое количество комплексных выделений.

Таким образом, в результате проведенных исследований можно с уверенностью утверждать, что в алюминиевом сплаве В96 в процессе нагрева, присущего сварочному циклу, содержится различное количество фаз, зависящее от температуры и среды охлаждения. При перегреве имеется только три типа фаз, состоящих из основных легирующих элементов. Поскольку для данного состояния характерна высокая температура, процесс оплавления зерен по сравнению с процессом выделения фаз доминирует.

Таблица 3. Влияние условий нагрева на характеристики вязкости разрушения сплава В96 в различных температурных участках металла ЗТВ сварных соединений

Условия нагрева	σ_p , МПа	K_{IC} , МПа√м	J_{IC} , Дж/см ²	УРРТ ₂ Дж/см ²
Перегрев (ЗС) (550 °С, 3 с)	415	22,1	6,3	4,3/2,0
Закалка (460 °С, 1 ч)	499/427	12,9/12,9	8,6/8,0	2,2/2,7
Отжиг (360 °С, 20 мин)	343/401	15,1/5,5	8,0/6,3	2,7/0,5
Отпуск (360 °С, 3 мин)	373	26,8	10,6	5,4
Старение (140 °С, 7 ч)	251	8,1	3,5	1,1
Исходное состояние	453	5,5	3,6	0,5

Примечание. В числителе приведены результаты испытания после нагрева и охлаждения в воде, моделирующие условия сварки электронным лучом, в знаменателе — после нагрева и охлаждения на воздухе, режимы которых моделируют условия нагрева при дуговой сварке.



Четыре типа фаз связаны с условиями температуры (отпуска) и скоростью охлаждения при закалке и отжиге. В данном случае появляется сложная комплексная темная с белой оторочкой фаза, которая образуется при охлаждении металла с высокой скоростью или в условиях кратковременного (3 мин) нагрева (см. табл. 2). Пять типов фаз связаны с появлением дополнительной комплексной фазы серого цвета с черной оторочкой. Возможно, они имеют эвтектический состав, поскольку в условиях внецентренного растяжения образца проявили себя как очаги хрупкого разрушения.

Результаты механических испытаний на внецентренное растяжение образцов сплава В96 в различных термических состояниях показали (табл. 3), что увеличение объемной доли фаз при нагреве и неблагоприятная форма их выделений вдоль границ зерен приводит к облегчению зарождения и распространению трещины, что снижает способность сплава к локальной пластической деформации.

Наибольшее влияние на уровень энергии распространения трещины (УРРТ) оказывает скорость охлаждения металла, значение которой в состоянии перегрева соответствует $4,3 \text{ Дж/см}^2$. При быстром охлаждении (в воде) после закалки этот показатель составляет $2,2 \dots 2,7 \text{ Дж/см}^2$. Наименьшие его значения ($0,5 \text{ Дж/см}^2$) соответствуют основному металлу в исходном состоянии и образцу после охлаждения на воздухе, моделирующему условия сварки неплавящимся электродом. Максимальные значения УРРТ ($5,4 \text{ Дж/см}^2$) отмечают в структуре сплава после нагрева до температуры отпуска (360°C). На участке металла ЗТВ, где при сварочном нагреве происходит старение, показатель составляет $1,1 \text{ Дж/см}^2$. Значение критического коэффициента интенсивности напряжения K_{Ic} также определяется скоростью охлаждения металла, особенно после нагрева до температуры отжига. В этом случае величина K_{Ic} уменьшается в 3 раза.

Изменения структуры, происходящие при искусственном старении сплава В96, приводят к снижению не только значений номинального разрушающего напряжения в 1,5 раза, но и других показателей вязкости разрушения ($K_{Ic} = 8,1 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, $J_c = 3,5 \text{ Дж/см}^2$, УРРТ = $1,1 \text{ Дж/см}^2$).

Таким образом, полученные результаты исследований дают представление о структурных изменениях, протекающих в сплаве В96, в процессе технологического нагрева и их влиянии на способ-

ность сварных соединений сплава сопротивляться зарождению и распространению трещин при разрушении. Тот факт, что наблюдаемые явления протекают в пределах определенных теплофизических условий, показывает необходимость их учета при разработке технологии соединения.

Выводы

1. Установлены закономерности образования структурной неоднородности в металле ЗТВ сплава В96 при различных теплофизических условиях сварки плавлением. Показано, что при сварочном нагреве сформировавшаяся структура сварных соединений определяет физико-механические свойства в зависимости от способа и режима сварки. Степень изменения свойств зависит от объемной доли фаз и включений, связанных с исходным состоянием сплава и способом сварки.

2. Проведена количественная и качественная оценка фаз, выделяющихся в околошовной зоне сплава В96 под воздействием термического цикла сварки. Определено влияние объемной доли фаз на процессы зарождения и распространения трещины при разрушении.

3. Исследованы условия нагрева и охлаждения, при которых формируется однородная структура с минимальным объемом хрупких выделений межзеренных прослоек, обеспечивающих высокие значения характеристик сопротивления металла зарождению и распространению трещин при разрушении сварного соединения сплава В96.

1. Давыдов В. Г. Металловедческие и технологические исследования алюминиево-литиевых сплавов на современном этапе // Технология легких сплавов. — 1997. — № 5. — С. 15–25.
2. Фудзивара Т. Технологии соединения легких металлов в авиационной и космической технике // Кэйкиндзоку эсэцу. — 2001. — 39, № 3. — С. 1–11.
3. Kiyoto S. Materials and joining technologies for rocket structures // J. the Japan Welding Soc. — 1993. — 62, № 8. — Р. 46–52.
4. Ищенко А. Я., Склабинская И. Е. Особенности превращений в зоне термического влияния при сварке некоторых высокопрочных алюминиевых сплавов // Автомат. сварка. — 1979. — № 5. — С. 26–29.
5. Рабкин Д. М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.
6. Алюминиевые сплавы. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: Справочник / Под ред. В. А. Ливанова. — М.: Металлургия, 1974. — 432 с.
7. Алюминиевые сплавы (свойства, обработка, применение): Справочник / Под ред. Х. Нильсена, В. Хуфнагеля, Г. Ганулиса: Пер. с нем. — М.: Металлургия, 1979. — 680 с.
8. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1979. — 639 с.

The character of structural transformations occurring in aluminium alloy В96 during welding heating was studied by scanning electron microscopy. The composition of phases and their morphological peculiarities were estimated quantitatively and qualitatively, depending upon the thermal-physical conditions of tungsten electrode and electron beam welding. Effect of the volume content of phases on the processes of initiation and propagation of cracks under conditions of off-centre fracture of samples of welded joints was evaluated.

Поступила в редакцию 06.07.2005



УДК 621.791.92

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА СИСТЕМЫ Fe–Cr–C

К. Б. ШАХ, С. КУМАР (Нац. технолог. ин-т, Хамирпур, Индия),
Д. К. ДУИВЕДИ (Инд. технолог. ин-т, Рурки, Индия)

Приведены результаты исследования структуры и оценки стойкости против абразивного изнашивания наплавленного металла системы Fe–Cr–C. Показано, что наибольшей износостойкостью отличается однослойный наплавленный металл. Увеличение количества слоев способствует повышению твердости наплавленного металла, но одновременно и снижению его прочности, что приводит к пониженной износостойкости.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавленный металл, многослойная наплавка, абразивный износ, микроструктура

При наплавке, как правило, на сравнительно недорогой основной металл наносят стали и сплавы, стойкие против различных видов износа. При этом необходимо контролировать проплавление основного металла, поскольку перемешивание основного и наплавленного металла может существенно изменить свойства последнего [1–5].

Известно, что стойкость наплавленного металла против абразивного изнашивания в значительной степени зависит от его микроструктуры, а именно, состава и количества упрочняющих фаз — карбидов, боридов и др. [3, 6]. За последние годы выполнены исследования влияния химического состава сплавов [5, 7–9], их термической обработки [10], параметров режима наплавки [2, 4], условий испытания [3, 5, 10–13], микроструктуры [10] на степень абразивного изнашивания наплавленного металла Fe–Cr–C. В работе [4] показано, что при повышении тока наплавки увеличивается разбавление основным металлом низкоуглеродистого низкохромистого наплавленного металла и снижается износостойкость последнего при абразивном изнашивании.

В данной работе приведены результаты исследования влияния количества наплавленных слоев на микроструктуру, твердость и абразивный износ наплавленного металла системы легирования Fe–Cr–C.

Методики проведения экспериментов. Экспериментальную дуговую одно-, двух- и трехслойную наплавку выполняли на пластинах из низкоуглеродистой стали вручную электродами промышленного производства диаметром 4 мм на токе 160 А (полярность прямая). Химический состав основного и наплавленного металла (третий слой) приведен в таблице.

Микроструктуру наплавленного металла исследовали с помощью оптического микроскопа Райхерта Юнга (MEF-3), а изношенную поверхность образцов — с помощью сканирующего электронного микроскопа Leo-435-VP. На установке TR-20L, DUCOM исследовали износостойкость образцов в виде штифтов размером 6×6×40 мм при трении скольжения по закрепленному абразиву (рис. 1). В качестве абразива использовали

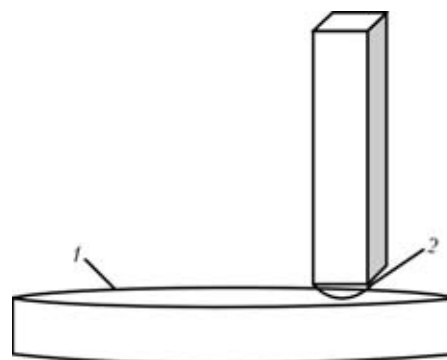


Рис. 1. Принципиальная схема испытаний на абразивное изнашивание: 1 — наждачная бумага марки 320; 2 — наплавленный образец

Химический состав (мас. %) наплавленного (третий слой) и основного металла

Металл	C	Si	Mn	S	P	Cr	V	Mo
Наплавленный	3,00...4,00	0,5...0,7	0,4...0,6	—	—	30...32	0,10...0,15	0,18...0,24
Основной	0,15...0,20	0,8...1,2	0,8...1,2	0,04	0,05	—	—	—

Примечание. Основа — железо.

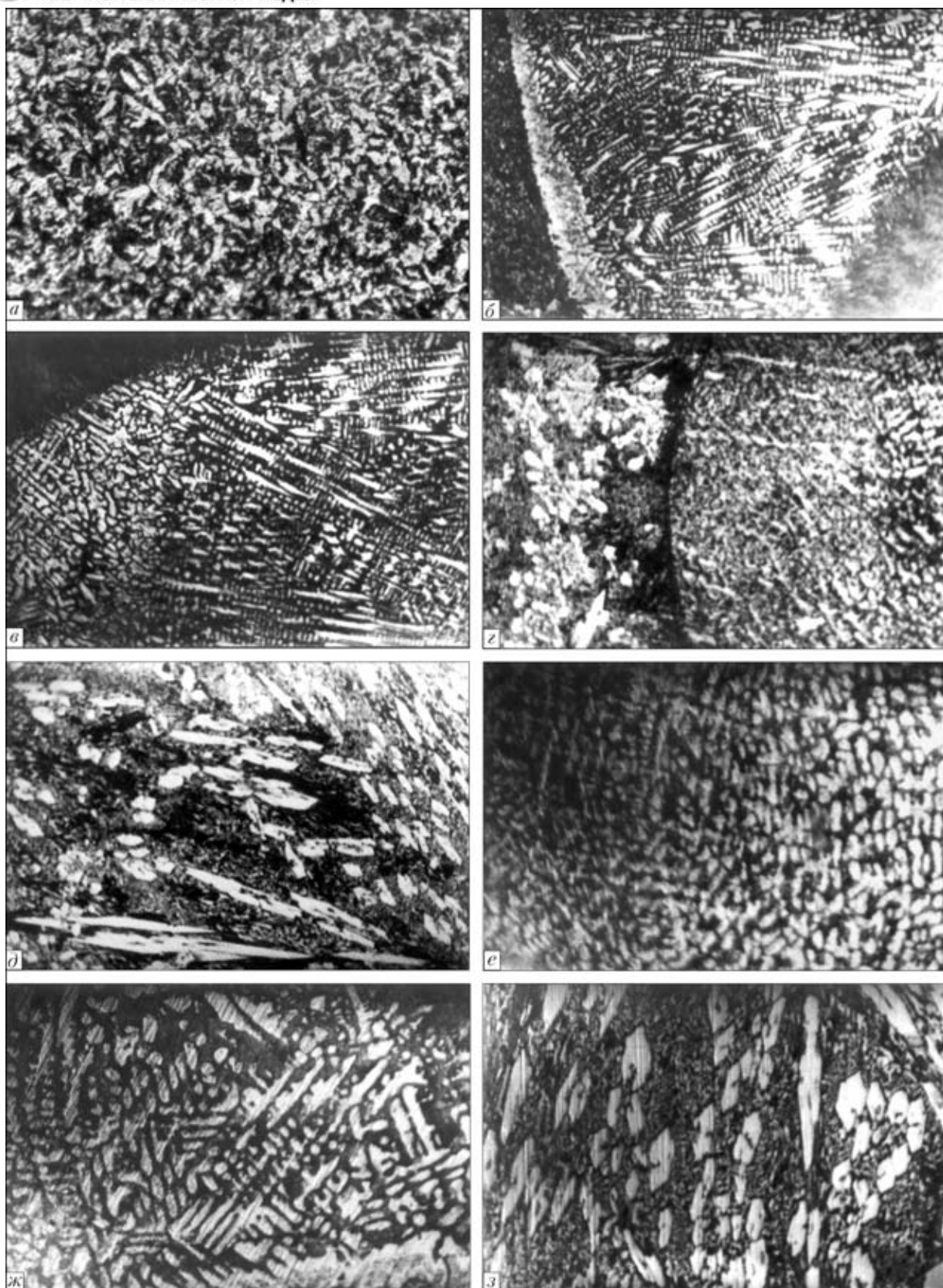


Рис. 2. Микроструктура основного и напавленного металла: *а* — основной металл ($\times 200$); *б* — граница сплавления основного металла и первого напавленного слоя ($\times 100$); *в* — граница сплавления первого и второго слоя ($\times 100$); *г* — граница сплавления второго и третьего слоя ($\times 100$); *д* — третий напавленный слой ($\times 100$); *е-з* — соответственно первый-третий слой ($\times 250$)

наждачную бумагу марки 320 (абразив — карбид кремния). Испытания проводили при нагрузке 2 и 10 Н, образцы перемещали по поверхности тре-

ния с постоянной скоростью 1 м/с, путь трения составлял 200 м. Износостойкость оценивали по потере массы образца в результате изнашивания.



Взвешивание выполняли через каждые 50 м пути трения. Точность взвешивания — 0,1 мг. До и после испытаний на изнашивание образец очищали ацетоном. При каждом испытании использовали новую наждачную бумагу.

Результаты исследований и их обсуждение.

В качестве основного металла взята низкоуглеродистая сталь с ферроперлитной структурой (рис. 2, а). На границе сплавления основного и наплавленного металлов, а также между слоями последнего дефектов не было (рис. 2, б–г). Исследования микроструктуры на границе сплавления первого (рис. 2, б), второго (рис. 2, в) и третьего слоя наплавленного металла (рис. 2, г) при небольшом увеличении свидетельствует о постепенном уменьшении в структуре последнего содержания остаточного аустенита и повышении объемной доли карбидов и карбидной эвтектики. В наплавленных слоях вблизи границы сплавления наблюдали наличие столбчатой дендритной структуры. Микроструктура третьего слоя наплавленного металла значительно отличается от первых двух: в карбидной эвтектике присутствует большое количество первичных карбидов удлиненной и полиэдрической формы (рис. 2, д).

На рис. 2, е–з представлена микроструктура трех слоев наплавленного металла при большом увеличении. По сравнению со вторым слоем наплавленного металла (рис. 2, ж) структура первого слоя более тонкая (рис. 2, е), в ней присутствует больше остаточного аустенита. При большом увеличении в микроструктуре третьего слоя наблюдается значительное количество первичных карбидов и карбидной эвтектики и практически отсутствует остаточный аустенит (рис. 2, з). Такие различия вызваны изменением химического состава металла наплавленных слоев. Максимальное (до 50 %) разбавление наплавленного металла основным имеет место в первом слое, в случае дуговой наплавки только в третьем-четвертом слое удастся получить состав наплавленного металла, соответствующий электродному. Определенное влияние оказывает скорость охлаждения напла-

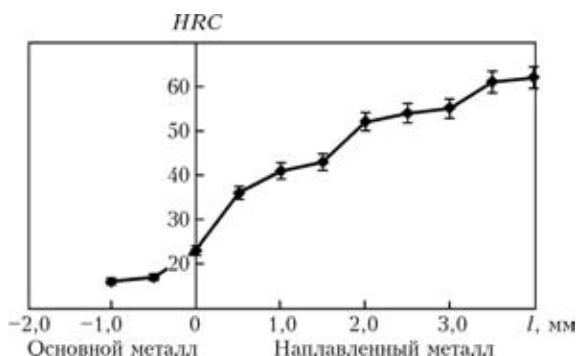


Рис. 3. Твердость HRC трехслойного наплавленного металла (l — расстояние от границы сплавления)

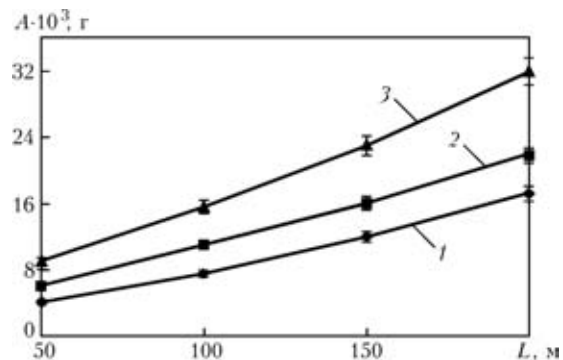


Рис. 4. Потеря массы образца A в зависимости от пути трения L при нагрузке 2 Н: 1–3 — соответственно первый, второй и третий слой

ленных слоев — для второго и третьего слоя по сравнению с первым она может быть ниже.

Как и следовало ожидать, твердость металла наплавленных слоев (рис. 3) повышается при удалении от границы сплавления, т. е. по мере уменьшения доли основного металла в наплавленном. Износостойкость при абразивном изнашивании в определенной степени зависит от твердости наплавленного металла, но не является единственным параметром, определяющим его износостойкость. Структурные особенности наплавленного металла также имеют важное значение и могут оказывать существенное влияние на степень его абразивного изнашивания [14].

Изменения износостойкости отдельных наплавленных слоев в зависимости от нагрузки и пути трения показано на рис. 4 и 5. Установлено, что увеличение пути трения при нагрузке 2 Н приводит к возрастанию потери массы испытуемых образцов, полученных при одно-, двух- и трехслойной наплавке (рис. 4). При нагрузке 10 Н износ образца выше, чем при 2 Н (рис. 5). Износостойкость однослойной наплавки при обеих указанных нагрузках довольно высокая, трехслойная наплавка характеризуется минимальной износостойкостью (рис. 4 и 5).

Для выявления изменения износостойкости наплавленных образцов их изношенные поверхности после испытаний исследовали на сканирующем электронном микроскопе (рис. 6). Материал в условиях абразивного изнашивания удаляли микрорезанием и многократным пластическим пе-

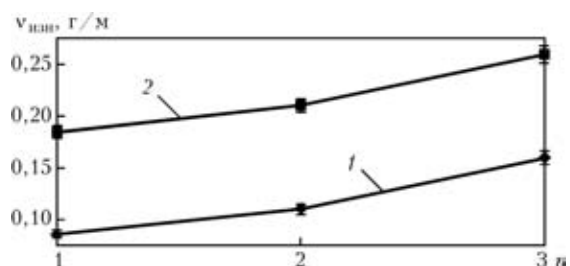


Рис. 5. Изменение скорости изнашивания $v_{изн}$ образца при нагрузке 2 (1) и 10 Н (2) (n — количество наплавленных слоев)

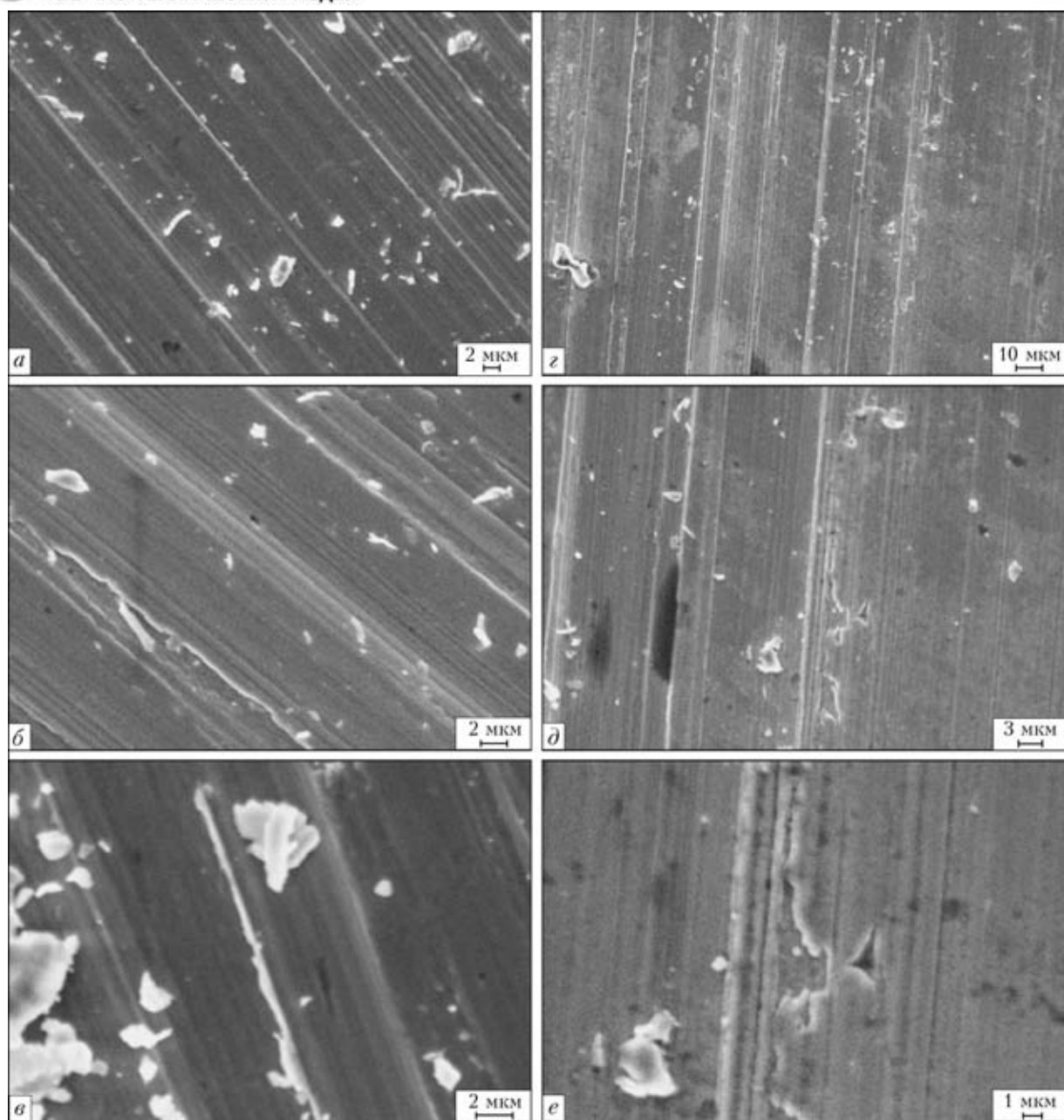


Рис. 6. Микроструктура изношенной поверхности наплавленных образцов, полученная при нагрузке 10 Н: а–в — однослойная наплавка; г–е — трехслойная

редеформированием. При этом твердые абразивные частицы внедряли в наплавленный металл на глубину, зависящую от его твердости.

Исследования изношенной поверхности образцов показали, что увеличение количества слоев и их твердости снижает глубину внедрения абразивных частиц в наплавленный металл. На поверхности однослойной наплавки видны непрерывные полосы, прорезанные или выдавленные абразивными частицами, на поверхности трехслойной наплавки такие полосы прерывистые их значительно меньше. Если наплавленный металл отличается удовлетворительной пластичностью, то гребешки вытесненного металла по краям полос разрушаются после многократного пластичес-

кого передеформирования. При пониженной пластичности в наплавленных слоях может происходить хрупкое разрушение гребешков, особенно в случае большой нагрузки, которая снижает износостойкость трехслойной наплавки.

Значительное разбавление основным металлом металла первого наплавленного слоя уменьшает содержание в нем углерода и легирующих элементов и соответственно количество первичных карбидов и карбидной эвтектики в структуре наплавленного металла, что влияет на его твердость и износостойкость. Более высокая износостойкость металла первого наплавленного слоя объясняется высокой пластичностью аустенитной матрицы, способной хорошо удерживать при изна-



шивании твердые карбиды. Кроме того, как указывалось выше, для разрушения гребешков, образующихся при микрорезании и микровыдавливании полос в пластичной матрице, требуется их многократное пластическое передоформирование, что также положительно влияет на износостойкость.

Изложенное выше находит подтверждение в работах [10, 11], где установлено, что низкоуглеродистые высокохромистые пластичные материалы отличаются большей износостойкостью, чем материалы с более высоким содержанием углерода, но с меньшим содержанием хрома. Углерод является очень важным легирующим элементом, определяющим твердость и микроструктуру наплавленного металла на основе железа, а следовательно, и его износостойкость. Как следует из работы [2], стойкость против абразивного изнашивания не только связана с твердостью металла наплавленных слоев, но в значительной мере определяется его вязкостью, особенно, если абразивные частицы имеют большие размеры.

Выводы

1. Исследована микроструктура, наплавленного металла системы Fe–Cr–C, полученного при одно-, двух- и трехслойной наплавке. Структура первого слоя наплавленного металла состоит из карбидов, а также незначительной объемной доли карбидной эвтектики и остаточного аустенита. Во втором слое наплавленного металла увеличивается содержание карбидов и карбидной эвтектики и уменьшается количество остаточного аустенита. Микроструктура третьего слоя наплавленного металла значительно отличается от первых двух: здесь наблюдается большое количество первичных карбидов удлиненной и полиэдрической формы в карбидной эвтектике, объемная доля остаточного аустенита незначительна.

2. Исследования износостойкости наплавленного металла системы Fe–Cr–C, полученного при од-

но-, двух- и трехслойной наплавке при абразивном изнашивании, показали, что наилучшей износостойкостью отличается наплавленный металл первого слоя, а наихудшей — третьего. Высокая износостойкость первого наплавленного слоя объясняется тем, что легированная аустенитная матрица отличается высоким уровнем сопротивляемости абразивному износу и благодаря высоким пластическим свойствам способна эффективно удерживать в процессе износа твердые карбиды. Третий наплавленный слой имеет высокую твердость, в его структуре очень мало пластичного остаточного аустенита, поэтому в процессе абразивного изнашивания может происходить вырывание карбидных частиц из хрупкой матрицы сплава, что снижает износостойкость трехслойной наплавки.

1. Ghosh P. K., Kaushal O. P., Sharma S. K. // ISIJ. — 1992. — 32, № 2. — P. 250.
2. Chatterjee S., Pal T. K. // Wear. — 2003. — 255, № 1. — P. 417–425.
3. Su Y. L., Chen K. Y. // Ibid. — 1997. — N 209. — P. 160–170.
4. Dwivedi D. K. // Surface Eng. — 2004. — 20, № 2. — P. 87–92.
5. Dwivedi D. K. // Mater. Sci. and Technol. — 2004. — 20, № 10. — P. 132.
6. Berns H., Fischer A. // Mater. Characterization. — 1997. — 39, № 2/5. — P. 499–527.
7. Dasgupta R., Prasad B. K., Jha A. K. et al. // Ibid. — 1997. — 209, № 1. — P. 255–262.
8. Dasgupta R., Thakur Rashmi, Yadav M. S. et al. // Ibid. — 1999. — 236, № 1. — P. 368–374.
9. Lee K., Lee S. H., Kim Y. et al. // Ibid. — 2003. — 255, № 1. — P. 481–488.
10. Jha A. K., Gachake A., Prasad B. K. et al. // J. Mater. Eng. and Perform. — 2002. — 11, № 1. — P. 37–45.
11. Dasgupta R., Prasad B. K., Jha A. K., Modi O. P. // Mater. Transactions, JIM. — 1998. — 39, № 12. — P. 1191–1196.
12. Kumar S., Mondal D. P., Khaira H. K., Jha A. K. // J. Mater. Eng. and Perform. — 1999. — 8, № 6. — P. 711–715.
13. Colaco R., Vilar R. // Wear. — 2003. — 255, № 1/6. — P. 643–650.
14. Francis J. A. // Sci. and Technol. of Welding and Joining. — 2002. — 7, № 5. — P. 331–338.

The paper gives the results of studying the structure and evaluation of abrasive wear resistance of the deposited metal of Fe–Cr–C alloying system. It is shown that single-layer deposited metal has the highest wear resistance. Increase of the number of layers promotes an increase of the deposited metal hardness and lowering of ductility, which is negative for wear resistance characteristics.

Поступила в редакцию 10.07.2005,
в окончательном варианте 28.02.2006



ВЫБОР СТАЛИ ДЛЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ СВАРНЫХ СТРОИТЕЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

В. А. КОВТУНЕНКО, канд. техн. наук, **А. М. ГЕРАСИМЕНКО**, инж.

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

А. А. ГОЦУЛЯК, канд. техн. наук (Украинский НИИ конструкционных материалов «Прометей», г. Мариуполь)

Современным требованиям к материалам для ответственных металлоконструкций строительства и машиностроения соответствует высокопрочная экономнолегированная сталь 06Г2Б. Проведен сравнительный анализ стали 06Г2Б и других, обычно применяемых в отечественных металлоконструкциях. Представлены результаты исследования служебных характеристик проката 06Г2Б и сварных соединений. Показана перспективность применения стали для изготовления ответственных металлоконструкций.

Ключевые слова: высокопрочная экономнолегированная сталь, микролегирование, прочностные свойства, хладостойкость, свариваемость, ответственные строительные металлоконструкции

В течение ряда лет Украинский НИИ конструкционных материалов «Прометей», ИЭС им. Е. О. Патона совместно проводят работу по созданию новой стали для мостовых и других ответственных строительных металлоконструкций. Комплекс исследований по отработке оптимального химического состава стали позволил понизить содержание углерода ($\leq 0,09\%$), серы и фосфора ($\leq 0,03\%$), отсутствие никеля скомпенсировано введением микродобавок карбидо- и нитридообразующих элементов. В результате исследований предложена сталь, в которой сочетаются высокая прочность и ударная вязкость за счет ограничения содержания углерода, серы, фосфора, микролегирования ниобием, ванадием и молибденом в оптимальном соотношении, модифицирующей обработки кальцийсодержащими реагентами, а также максимального измельчения структуры при термоулучшении или термической обработке [1, 2].

Благодаря химической и структурной однородности сталь 06Г2Б имеет высокие прочностные характеристики в направлениях x , y и z . Металл не теряет своих свойств после механического старения, имеет хорошие характеристики свариваемости, технологичен при использовании в условиях монтажной площадки.

Низкая склонность стали к механическому старению достигнута в результате ограничения содержания углерода и азота и их полного связывания в карбиды, нитриды, карбонитриды при раскислении и микролегировании. Путем рафинирования жидкой стали до низкого содержания серы, снижения количества и размеров неметаллических включений и диффузионной дегазации во время охлаждения листов по специальным режимам пос-

ле их прокатки обеспечиваются высокая сопротивляемость листового проката ламелярному расклевыванию (Z -свойства) и гарантированные показатели сплошности.

Результаты исследований физико-механических свойств и свариваемости опытных и опытно-промышленных партий послужили основанием для разработки и утверждения технических условий на листовую прокат свариваемых качественных сталей 06ГБ класса прочности 355-390 и 06Г2Б класса прочности 440-490 ТУ У 14-16-150-99.

Экономнолегированная сталь повышенной прочности и хладостойкости 06Г2Б для металлоконструкций (в том числе мостовых) выгодно отличается от сталей, обычно применяемых в отечественных металлоконструкциях.

Химический анализ сравниваемых сталей согласно техническим условиям приведен в табл. 1, механические свойства и ударная вязкость — в табл. 2. Сталь 06Г2Б обеспечивает показатели ударной вязкости KCV при -20°C 98, при -40°C — 78, при -60°C — 59 Дж/см².

Хорошая свариваемость стали 06Г2Б является следствием минимально необходимого суммарного легирования, обеспечивающего значение углеродного эквивалента $C_{\text{экв}} < 0,41\%$. Вычисление проведено по европейскому стандарту по формуле Международного института сварки, табл. 3:

$$C_{\text{экв}} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mn} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15}.$$

Уменьшение содержания углерода в стали 06Г2Б способствует измельчению зерна, снижает чувствительность к концентрации напряжений, что благоприятно сказывается как на выносливости, так и на хладостойкости материала и конструкций, изготовленных из него, особенно сварных.

Таблица 1. Химический состав сталей, применяемых для ответственных металлоконструкций

Марка стали	Нормативный документ	Класс прочности	Массовая доля элементов, %						
			C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S
09Г2С	ГОСТ 19281-89	295 325 345	≤ 0,12	0,50...0,80	1,30...1,70	≤ 0,30	≤ 0,30	≤ 0,30	≤ 0,040
10ХСНД	ГОСТ 19281-89	390	≤ 0,12	0,80...1,10	0,50...0,80	0,60...0,90	0,50...0,80	0,40...0,60	≤ 0,040
16Г2АФ	ГОСТ 19281-89	440	0,14...0,20	0,30...0,60	1,30...1,60	≤ 0,40	≤ 0,30	≤ 0,30	≤ 0,040
09Г2СЮЧ	ТУ У 322-16-127-97	325 390	0,08...0,11	0,30...0,60	1,90...2,20	≤ 0,30	≤ 0,30	< 0,30... 0,60	≤ 0,015
06ГБ	ТУ У 14-16-150-99	390	0,04...0,08	0,15...0,35	1,10...1,40	≤ 0,20	≤ 0,35	0,15...0,30	≤ 0,010
06Г2Б		440	0,04...0,08		1,30...1,60				
		490	0,05...0,09		1,50...1,60				

Окончание табл. 1

Марка стали	Нормативный документ	Класс прочности	Массовая доля элементов, %						
			P	Nb	Ti	Mo	V	N	Прочие
09Г2С	ГОСТ 19281-89	295 325 345	≤ 0,035	—	≤ 0,03	—	—	—	—
10ХСНД	ГОСТ 19281-89	390	≤ 0,035	—	≤ 0,03	—	—	—	—
16Г2АФ	ГОСТ 19281-89	440	≤ 0,035	—	—	—	0,08...0,14	0,015...0,025	—
09Г2СЮЧ	ТУ У 322-16-127-97	325 390	≤ 0,020	—	—	—	—	—	РЗМ 0,002...0,005
06ГБ	ТУ У 14-16-150-99	390	≤ 0,020	0,01...0,03	≤ 0,20	0,01...0,03	0,040...0,070	≤ 0,01	≥ 0,001 Ca 0,02...0,05 Al
06Г2Б		440		0,03...0,05		0,05...0,08			
		490		0,03...0,05		0,05...0,08			

Таблица 2. Механические свойства сталей, применяемых для ответственных металлических конструкций

Марка стали	Нормативный документ	Класс прочности	Толщина металла, мм	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	KCU , Дж/см ²			
							-40 °C	-70 °C	механическое старение	
									+20 °C	-20 °C
09Г2С	ГОСТ 19281-89	295	20...32	295	430	21	29	24	29	—
		325	10...20	325	450	21	34	29	29	—
		345	До 10	345	490	21	39	29	29	—
10ХСНД	ГОСТ 19281-89	390	До 10 10...15 15...40	390	510	19	44 39 39	34 29 29	29	—
	ГОСТ 6713-91	390	8...15 16...32 33...40	390	530...685 530...670 510...670	19	39	29	29	29
16Г2АФ	ГОСТ 19281-89	440	20...32	440	590	19	39	29	29	—
09Г2СЮЧ	ТУ У 322-16-127-97	325 390	8...20 21...30 31...40	450 430 400	570 560 530	19	39 39 —	29	39	29
06ГБ	ТУ У 14-16-150-99	390	8...50	390	—	22	—	—	—	—
06Г2Б		440		440		22				
06Г2Б		490		490		20				



Марка стали	Нормативный документ	Класс прочности	Толщина металла, мм	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	KCV , Дж/см ²				
							0 °C	-20 °C	-40 °C	-60 °C	-70 °C
09Г2С	ГОСТ 19281-89	295	20...32	295	430	21	—	—	—	—	—
		325	10...20	325	450	21	—	—	—	—	—
		345	до 10	345	490	21	—	—	—	—	—
10ХСНД	ГОСТ 19281-89	390	до 10 10...15 15...40	390	510	19	— 40 40	— — 40	—	—	—
	ГОСТ 6713-91		8...15 16...32 33...40	390	530...685 530...670 510...670	19	—	—	29	—	—
16Г2АФ	ГОСТ 19281-89	440	20...32	440	590	19	—	—	—	—	—
09Г2СЮЧ	ТУ У 322-16-127-97	325	8...20	450	570	19	—	39	29	—	29
		390	21...30	430	560						
			31...40	400	530						
06ГБ	ТУ У 14-16-150-99	390	8...50	390	—	22	—	98	78	59	—
06Г2Б		440		440		22					
06Г2Б		490		490		20					

Неоспоримым преимуществом стали 06Г2Б является низкое содержание примесей. За счет этого снижается склонность к образованию горячих трещин при сварке, повышается коррозионная стойкость и хладостойкость.

В ИЭС им. Е. О. Патона проведена комплексная работа по исследованию промышленной партии стали 06Г2Б класса прочности 440 толщиной 30 мм (поставлена по ТУ У 14-16-150-99 металлургическим комбинатом «Азовсталь»), а также по отработке технологии и техники сварки.

Сталь выплавлена в кислородном конвертере емкостью 350 т с последующей обработкой жидким синтетическим шлаком и продувкой порошкообразным силикокальцием в струе аргона, что обеспечило низкое содержание серы, фосфора и неметаллических включений. Разливку осуществляли на установке непрерывного литья.

В табл. 4, 5 представлены результаты механических испытаний проката стали 06Г2Б. Прочностные свойства вдоль и поперек проката находятся практически на одном уровне и соответствуют нормам ТУ У 14-16-150-99. Сталь отли-

Таблица 3. Значение углеродного эквивалента сталей, применяемых для ответственных металлоконструкций

Марка стали	Значение углеродного эквивалента $C_{эв}$, %	
	минимальное	максимальное
09Г2С, ГОСТ 19281-89	0,42	0,49
10ХСНД, ГОСТ 19281-89	0,38	0,52
16Г2АФ, ГОСТ 19281-89	0,36	0,61
09Г2СЮЧ, ТУ У 322-16-127-97	0,49	0,59
06Г2Б, ТУ У 14-16-150-99	0,34	0,46

вается хорошими пластическими свойствами, относительное удлинение и сужение металла соответственно составляет не менее 30 и 80 %.

Структура стали представляет собой мелкозернистую ферритно-перлитную смесь с преобладанием ферритной составляющей (малоperlитная структура), твердость стали HV 170...180. Значение углеродного эквивалента по европейскому стандарту $C_{эв} = 0,357$ %. Относительное сужение по толщине проката ($\psi_z \geq 79$ %) характеризует высокую сопротивляемость слоистому разрушению. Ударная вязкость KCV исследуемого проката существенно превышает требования технических условий.

В соответствии с программой исследования стали 06Г2Б проводили оценку поведения металла после термомеханического старения по ГОСТ 7268-82. Старение осуществляли деформацией заготовки растяжением $10 \pm 0,5$ % и нагревом образцов до температуры 250 ± 10 °C, выдержкой в течение 1 ч с последующим охлаждением на воздухе. Результаты испытаний по сравнению с результатами испытания стали 06Г2Б толщиной 30 мм на ударный изгиб в исходном состоянии представлены в табл. 5.

Значения ударной вязкости стали 06Г2Б толщиной 30 мм после термомеханического старения несколько снижаются, но остаются на высоком уровне.

Стабильность результатов исследования механических свойств листового проката стали 06ГБ (класс прочности 390) и 06Г2Б (класс прочности 440) позволяют установить коэффициент надежности по материалу $\gamma_m = 1,10$. Норматив-

Таблица 4. Механические свойства проката стали 06Г2Б толщиной 30 мм при температуре испытаний 20 °С

Тип образца по ГОСТ 1497–84	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	Примечание
Тип I	$\frac{484...488}{486}$	$\frac{548...554}{551}$	$\frac{23,5...23,5}{23,5}$	$\frac{71,1...72,1}{72,1}$	Поперек проката
	$\frac{484...498}{491}$	$\frac{548...548}{548}$	$\frac{24,5...26,5}{25,5}$	$\frac{74,4...74,4}{74,4}$	Вдоль проката
Тип III	$\frac{499...503}{500,6}$	$\frac{569...579}{574}$	$\frac{29,3...30,7}{30,0}$	$\frac{82,6...84,0}{83,5}$	Поперек проката
	$\frac{479...496}{487}$	$\frac{570...576}{572}$	$\frac{30,3...32,3}{31,3}$	$\frac{82,6...84,0}{83,5}$	Вдоль проката
	$\frac{440...458}{452}$	$\frac{555...569}{559,3}$	$\frac{25,3...31,3}{28,1}$	$\frac{74,8...84,0}{81,5}$	В Z-направлении

Таблица 5. Ударная вязкость проката стали 06Г2Б толщиной 30 мм*

KCU, Дж/см ² (тип I по ГОСТ 9454–78)						KCV, Дж/см ² (тип IV по ГОСТ 9454–78)			
+20 °С		– 40 °С		+20 °С	– 40 °С	+20 °С		– 40 °С	
вдоль	поперек	вдоль	поперек	после старения		вдоль	поперек	вдоль	поперек
430	434	432	429	345	346	429	431	433	433
431	430	432	429	347	347	430	433	431	434
432	431	431	430	347	346	432	434	429	432

* Полностью разрушить образцы типов I и IV при $T = +20$ и -40 °С не удалось, доля вязкого излома 90 %.

Таблица 6. Нормативные и расчетные сопротивления стали 06Г2Б толщиной 30 мм

Марка стали	Толщина проката, мм	Нормативное сопротивление, МПа		Расчетное сопротивление, МПа	
		по пределу текучести	по временному сопротивлению	по пределу текучести	по временному сопротивлению
06ГБ (С 390)	10...20	3900	5230	3550	4750
	21...50	3850	5170	3500	4700
06Г2Б (С 440)	10...20	4400	5690	4000	5180
	21...50	4350	5610	3950	5100

Таблица 7. Механические свойства сварных соединений стали 06Г2Б толщиной 30 мм и металла сварных швов

Способ сварки	Сварочные материалы	Сварное соединение			Металл шва			
		σ_B , МПа	место разрыва	угол загиба, град	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	ψ , %
Автоматическая под флюсом	Св-10НМА, АН-47	527	ОМ	180	624	537	23	66
		538	ОМ	180	638	572	23	66
Автоматическая в CO ₂ (горизонтальные швы на вертикальной плоскости)	Св-08Г2С, CO ₂	540	ОМ	150	690	624	19	64
		532	ОМ	62	693	636	22	67
					600	492	20	67
Полуавтоматическая в CO ₂	Св-08Г2С, CO ₂	—	—	—	575	461	27	73
					563	445	29	69
Ручная дуговая	Электроды УОНИ-13/55	542	ОМ	148	568	454	25	73
		531	ОМ	150	617	541	20	75
	Электроды FOX EV 50	585	ОМ	180	577	471	28	76
		627	ОМ	180	604	514	32	77

ные и расчетные сопротивления представлены в табл. 6.

Сварные стыковые соединения стали 06Г2Б выполняли ручной дуговой сваркой электродами

марки УОНИ-13/55 и FOX EV 50, автоматической сваркой под слоем флюса в нижнем положении и в углекислом газе (горизонтальный шов на вертикальной плоскости), тавровые соединения —



Таблица 8. Ударная вязкость металла шва и ЗТВ сварных соединений стали 06Г2Б толщиной 30 мм

Способ сварки	Сварочные материалы	Ударная вязкость KCV , Дж/см ²			
		+20 °С		– 40 °С	
		центр шва	ЗТВ	центр шва	ЗТВ
Автоматическая под флюсом	Св-10НМА, АН-47	125	431	34	233
		142	226	36	195
		100	285	36	195
Автоматическая в CO ₂ (горизонтальные швы на вертикальной плоскости)	Св-08Г2С, CO ₂	164	432	114	432
		182	433	89	429
		132	431	41	430
Полуавтоматическая в CO ₂	Св-08Г2С, CO ₂	189	244	99	143
		172	302	107	119
				76	131
Ручная дуговая	Электроды УОНИ-13/55	118	107	55	208
		141	299	50	302
		158	431	29	
	Электроды FOX EV 50	—	355	—	324
			369		373
			362		352



Рис. 1. Подготовка сваренных ЭШС блоков к контрольной сборке царги корпуса ДП-9 КГМК «Криворожсталь»

Рис. 2. Резервуар вместимостью 75000 м³ с применением стального проката 06Г2Б класса прочности С440 г. Броды (строительство осуществлялось методом подрачивания)

полуавтоматической сваркой в защитном газе. Результаты испытаний сварных соединений на растяжение и ударную вязкость представлены в табл. 7, 8.

В целом проведенные исследования показали, что экономнолегированная малоперлитная сталь 06Г2Б класса прочности 440-490 имеет стабильные механические характеристики и ударную вязкость. Следует особенно отметить высокую хладостойкость данной стали ($KCV_{-40} \geq 300$ Дж/см²). Сталь хорошо сопротивляется слоистому разрушению, нечувствительна к водородному охрупчиванию и отличается высокой стойкостью против образования в металле ЗТВ холодных трещин [3].

Установлено, что прочностные, пластические свойства и ударная вязкость шва и металла ЗТВ сварных соединений стали обеспечиваются на уровне требований ТУ У 14-16-150-99.

Производство листового проката стали 06Г2Б (06ГБ) освоено на ОАО «Меткомбинат «Азовсталь» и ОАО «Меткомбинат им. Ильича». В 2003 г. этими предприятиями изготовлено в целом 1700 т листового проката толщиной 12...45 мм. Металл использовали при капитальном ремонте домны № 9 (рис. 1) Криворожского меткомбината «Криворожсталь» [4], строительстве уникального резервуара для хранения нефти вместимостью 75000



Рис. 3. Сооружение доменной печи ДП-2 на ОАО «Азовсталь»

(рис. 2) и парка резервуаров 20000 м³. В 2005 г. прокат стали 06Г2Б толщиной 50 мм применили при строительстве доменной печи ДП-2 (рис. 3) на ОАО «Меткомбинат «Азовсталь». Листовой

прокат полностью удовлетворяет требованиям ТУ, а по характеристикам работы удара, ударной вязкости после деформационного старения, поперечному сужению и поперечному сужению в направлении толщины фактические результаты значительно превосходят нормативный уровень. В настоящее время из стали 06ГБ(Д) класса прочности 390 изготавливаются конструкции моста через вход в Гавань в г. Киеве.

Учитывая, что вопросы коррозионной стойкости являются основными для эксплуатационного ресурса мостов, Украинским НИИ конструкционных материалов «Прометей» совместно с ИЭС им. Е. О. Патона выполняются работы по созданию стали аналогичного класса прочности повышенной атмосферостойкости.

1. *Высокопрочная экономнолегированная сталь 06Г2Б с $\sigma_T > 440$ МПа для мостостроения* / В. А. Ковтуненко, А. М. Герасименко, А. Г. Синюк // Автомобільні дороги і дорожнє будівництво. — 2004. — № 69. — С. 106–113.
2. *Высокопрочная экономнолегированная сталь 06Г2Б с $\sigma_T > 440$ МПа для ответственных изделий машино-, судно-, мостостроения и строительных конструкций* / В. А. Ковтуненко, А. М. Герасименко, А. А. Гоцуляк // Материалы междунар. colloquium «Стальные резервуары: конструкции, сварка, диагностика, ремонт, ресурс», Варна, 18–20 мая, 2004 г. — С. 46–53.
3. *Экономнолегированные высокопрочные стали для сварных конструкций* / Л. И. Миходуй, В. И. Кирьян, В. Д. Позняков // Автомат. сварка. — 2003. — № 5. — С. 36–40.
4. *Сварочные технологии при капитальном ремонте доменной печи № 9 «КГМК «Криворожсталь»* / Л. М. Лобанов, В. А. Ковтуненко, А. М. Герасименко и др. // Материалы междунар. конф. «Современные проблемы сварки и ресурса конструкций», Киев, 24–27 ноябр., 2003 г. — 114 с.

Sparselyalloyed high-strength steel 06G2B meets current requirements to materials for critical metal structures applied in construction engineering and machine building. Comparative analysis of steel 06G2B and other steels extensively used in critical metal structures has been conducted. Results of investigation of service properties of rolled stock 06G2B and welded joints are presented. It is shown that the steel holds promise for fabrication of critical metal structures.

Поступила в редакцию 08.06.2006

НИЗКОВОДОРОДНЫЙ СВАРОЧНЫЙ ФЛЮС МАРКИ АН-60СМ

Разработан сварочный флюс АН-60СМ для механизированной сварки и наплавки низкоуглеродистых и низколегированных сталей соответствующими сварочными проволоками. Флюс АН-60СМ обеспечивает содержание диффузионного водорода в наплавленном металле около 3 см³/100 г и благодаря этому превосходит флюсы марок АН-348А, ОСЦ-45 и АНЦ-1 по стойкости к образованию пор.

Разработаны технические условия Украины на флюс АН-60СМ (ТУУ 05416923.013–96) и освоено его серийное производство. Флюс внедрен при сварке бытовых газовых баллонов на Дружковском заводе газовой аппаратуры и кранов, при сварке колес на Кременчугском колесном заводе, при сварке резервуаров на ОАО «Снежнянськимаш» и металлоконструкций на Макеевском заводе металлоконструкций.

Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 15

Тел.: (38044) 287 46 66; факс: (38044) 287 54 88; e-mail: pwi15@i.com.ua; hawtech@ukr.net



ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛАЗЕРНОГО ПУЧКА ДЛЯ РЕЗКИ И СВАРКИ

В. П. ГАРАЩУК, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Получено аналитическое выражение глубины резкости через постоянную преобразования пучка и угол его сходимости при допущении, что каустика поверхность сфокусированного пучка имеет форму однополостного гиперболоида вращения. Для практического использования полученного соотношения приведены формулы постоянной преобразования пучка применяемых на практике резонаторов и лазеров.

Ключевые слова: лазерная сварка, лазерная резка, фокусировка, лазерный пучок, постоянная преобразования пучка, глубина резкости

В лазерных термических технологиях обработки материалов технологически важными характеристиками лазерного излучения являются не только его мощность, но и способность фокусироваться до малых размеров с помощью длиннофокусных объектов с большой глубиной резкости. Под последней будем понимать длину сфокусированного пучка в окрестностях его горловины, в пределах которой площадь его сечения изменяется незначительно. Глубина резкости $2l_R$ в работе [1], где она названа длиной Рэлея, определена как расстояние между сечениями сфокусированного пучка, площадь которых в 2 раза больше площади сечения горловины. Очевидно, чем больше глубина резкости при равных мощности пучка и площади сечения горловины, тем глубже проплавление металла при сварке, если режим проплавления глубокий; при резке толщина разрезаемого материала больше, а стенки реза имеют меньшее заокругление; при других лазерных процессах требования к точности фокусировки снижаются.

В приближении параксиальной оптики, которое при работе с лазерным излучением практически выполняется, глубина резкости определяется комплексным параметром светового пучка

$$Q = nuh, \quad (1)$$

где n — показатель преломления среды, в которой сфокусирован пучок; u — угол между крайним лучом в сходящемся сфокусированном пучке и главной оптической осью (угол сходимости); $2h$ — размер горловины, если же она имеет осевую симметрию, то ее радиус $r(0) = h$ (рисунок). Для данного пучка значение Q постоянно при всех его преобразованиях оптическими системами. Этот параметр одни авторы называют инвариантом Лагранжа–Гельмгольца [2], другие — инвариантом Смита–Гельмгольца [3], хотя к его вы-

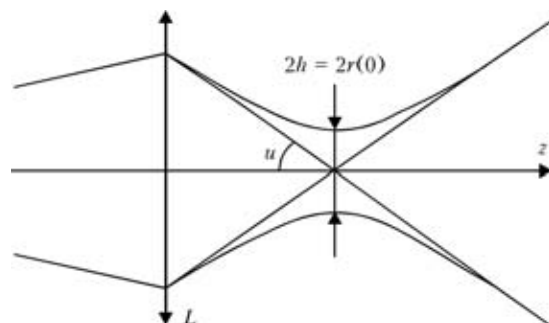
воду имеют отношение и другие авторы [3]. В иностранных литературных источниках этот параметр называют произведением параметров пучка, а мы предлагаем термин «постоянная преобразования пучка». Поскольку большинство лазерных технологий выполняется на воздухе, то показатель преломления $n = 1$, соотношение (1) упрощается:

$$Q = uh.$$

Целью настоящей работы является получение аналитической зависимости глубины резкости сфокусированного пучка от постоянной преобразования.

Для определения глубины резкости примем, что каустика поверхность сфокусированного пучка, как и лазерного пучка, сформированного в устойчивом резонаторе, имеет форму однополостного гиперболоида вращения, у которого радиус горловины и угол наклона асимптоты равны соответственно радиусу горловины $r(0)$ и углу сходимости u сфокусированного пучка. По-видимому, такой гиперболоид должен достаточно точно описывать реальную каустическую поверхность.

Для решения этой задачи воспользуемся цилиндрической системой координат. Пусть световой пучок распространяется вдоль оси z , а изменение радиуса пучка отражает координата r . Примем, что распределение интенсивности по радиусу пучка не зависит от азимута. Тогда каустика поверхность сфокусированного пучка будет описываться



Сфокусированный лазерный пучок: L — фокусирующий объектив

$$\frac{r^2(z)}{r^2(0)} = 1 + \frac{z^2}{b^2},$$

где b — параметр, который необходимо определить. Воспользуемся критерием глубины резкости, принятым в работе [1]. Тогда будет справедливо равенство $2l_R = 2b$. Из свойств гиперболы следует

$$\lim_{z \rightarrow \infty} \frac{r(z)}{r(0)} = \frac{z}{b},$$

откуда $\frac{r(z)}{z} = u = \frac{r(0)}{b}$ и $b = \frac{r(0)}{u}$. Умножив числитель и знаменатель на u , получим искомое выражение

$$b = \frac{r(0)}{u} \frac{u}{u} \equiv \frac{Q}{u^2}, \quad (2)$$

из которого, используя угол сходимости сфокусированного пучка и постоянную преобразования пучка данного лазера, можно вычислить глубину резкости $2b$. Последняя, как правило, имеется в паспортных данных лазера. Угол u легко определить экспериментально как отношение радиуса термограммы пучка на фокусирующем элементе $r(z_\Phi)$ к расстоянию от него до горловины сфокусированного пучка z_r , которое практически равно фокусному расстоянию f фокусирующего элемента. Тогда уравнение (2) можно записать следующим образом:

$$b = \frac{Q}{u^2} = \frac{Q f^2}{r^2(z_\Phi)}. \quad (3)$$

Из соотношений (2) и (3) следует, что глубина резкости тем больше, чем больше радиус горловины и постоянная преобразования, которая пропорциональна квадрату фокусного расстояния фокусирующего объектива и обратно пропорциональна квадрату радиуса пучка в нем.

Полученные соотношения позволяют предвидеть изменение геометрических параметров реза или проплавления в случае обработки длинномерных изделий, например, с использованием декартового манипулятора, в котором фокусирующий объектив перемещается относительно неподвижного изделия. Как правило, при распространении лазерного пучка в пространстве его радиус увеличивается. Следовательно, при самом близком по отношению к лазеру положении фокусирующего объектива глубина резкости сфокусированного пучка будет больше, чем при самом дальнем, что, безусловно, скажется на параметрах обработки. Будут ли такие изменения в пределах допуска зависеть от угла расходимости лазерного пучка, а именно, чем он меньше, тем меньше отличаются

зоны обработки в крайних положениях фокусирующего объектива манипулятора.

Для практического использования соотношения (2) ниже приведены аналитические выражения для постоянной преобразования пучка известных в практике резонаторов и лазеров.

В работе [1] дано выражение для постоянной преобразования лазерного пучка, сформированного в устойчивом резонаторе, моды TEM_{00}

$$Q_{00} = \theta w_{00} = \lambda / \pi,$$

где $\theta \equiv u$; $w_{00} \equiv h$; λ — длина волны излучения. В работе [4] показано, что постоянная преобразования лазерного пучка моды TEM_{pq} для круглых зеркал равна

$$Q_{pq} = Q_{00}(2p + q + 1),$$

здесь p и q индексы моды.

Для пучка, сформированного в неустойчивом резонаторе с выводом его мимо круглого зеркала (что наиболее распространено), постоянная преобразования составляет

$$Q \approx 0,55\lambda M / (M - 1), \quad (4)$$

где M — увеличение резонатора.

Лазерный пучок, сформированный в одиночном волокне волоконного лазера с диаметром световолокна $d_c < 10\lambda$ характеризуется постоянной преобразования

$$Q \approx 0,25\lambda,$$

а для пучка, переданного по световолокну,

$$Q \leq 0,5 A_N d_c,$$

где $A_N = \sqrt{n_c^2 - n_o^2}$ — его числовая апертура; n_c и n_o — показатели преломления соответственно сердцевины и оболочки.

В последние годы мощность щелевых лазеров достигла значений в несколько киловатт. Этого вполне достаточно для выполнения лазерных термических технологий. Лазерный пучок на выходе из резонатора имеет в поперечном сечении форму вытянутого прямоугольника. С помощью оптической системы его форма преобразуется в квадратную или круглую. Такой пучок характеризуется постоянной преобразования, которую можно описать соотношением (4), где $M = \infty$; тогда (4) будет иметь вид

$$Q = 0,61\lambda. \quad (5)$$

Среди технологических лазеров значительную часть составляют многопучковые лазеры, в которых для достижения большей мощности лазерного пучка объединяют множество пучков меньшей мощности, например CO_2 -лазеры [5], а также по-



лупроводниковые [1] и волоконные [6]. Отдельные пучки могут быть когерентными или некогерентными между собой. При фокусировке таких составных пучков тождественными фокусирующими системами получены различные радиусы горловины сфокусированного пучка, такой же интенсивности как на его оси, а также средние по сечению горловины.

При выводе формулы для определения постоянной преобразования многопучкового лазера примем, что оси всех составляющих пучков строго параллельны между собой и их расходимость равна. В лазерах, предназначенных для непосредственного использования в термических технологиях, составляющие пучки располагаются так, чтобы составной пучок имел минимальные поперечные размеры. При вычислении радиуса горловины сфокусированного составного пучка и его интенсивности примем, что фокусное расстояние F фокусирующего элемента будет не менее чем в 5 раз больше диаметра D составного пучка, т. е. $F \leq 5D$. Выполнение этого условия минимизирует влияние сферической аберрации.

Случай 1. Составляющие пучки некогерентны между собой. Пусть составляющие пучки генерируются лазером, работающим в волноводном режиме, а диаметр активного элемента составляет $2a$. Тогда половина угла расходимости отдельного пучка $\alpha = 0,61\lambda/a$, а радиус горловины сфокусированного пучка, составленного из множества некогерентных пучков, равен

$$r^{\text{HK}}(0) = \alpha F \equiv h. \quad (6)$$

При этом угол $u = D/2F$. Следовательно, постоянная преобразования составного пучка будет

$$Q = r^{\text{HK}}u = 0,61\lambda D/2a.$$

Отношение $D/2a = \sqrt{N}$, где N — количество источников в наборе. Окончательно

$$Q = 0,61\lambda\sqrt{N}.$$

Случай 2. Составляющие пучки когерентны между собой. Горловина сфокусированного составного пучка является результатом интерференции сфокусированных составляющих пучков. Простое соотношение типа (6) для составного пучка отсутствует. Поэтому для вычисления радиуса

пучка воспользуемся выражениями для средней интенсивности сфокусированного пучка в горловине. Как следует из работы [2], интенсивность суммарного излучения от некогерентных источников света I_{Σ}^{HK} равна сумме интенсивностей отдельных источников $I_{\Sigma}^{\text{HK}} = NI_1$, где I_1 — интенсивность, создаваемая световым пучком отдельного лазера. Для когерентных источников суммарная интенсивность I_{Σ}^{K} равна квадрату числа составляющих пучков $I_{\Sigma}^{\text{K}} = N^2I_1$ или $I_{\Sigma}^{\text{K}} = NI_{\Sigma}^{\text{HK}}$. Если суммарная мощность обоих составных пучков (когерентных и некогерентных) одинакова, то радиус горловины для когерентных пучков можно описать соотношением

$$r^{\text{K}}(0) = \frac{1}{\sqrt{N}} r^{\text{HK}}(0).$$

Тогда постоянная преобразования будет

$$Q = r^{\text{K}}(0)u = \frac{1}{\sqrt{N}} r^{\text{HK}}(0)u = 0,61\lambda,$$

т. е. совпадает с (5). Строго говоря, соотношение $I_{\Sigma}^{\text{K}} = N^2I_1$ не выполняется, поскольку при интерференции дифрагирующих на апертуре отдельных лазеров пучков возникнут дополнительные боковые лепестки, а при фокусировке боковые максимумы — горловины, что подтверждается в работе [7]. Очевидно, их интенсивность тем меньше, чем меньше составляющих пучков и больше их диаметр $2a$. Положение боковых максимумов определяется законом расположения составляющих пучков в составном пучке.

1. *Einfuehrung in die industrielle Lasermaterialbearbeitung.* — Hamburg: Rofin, 2002. — 144 S.
2. *Ландсберг Г. С. Оптика.* — М.: Наука, 1976. — 926 с.
3. *Бори М., Вольф Е. Основы оптики.* — М.: Наука, 1973. — 720 с.
4. *Гарацук В. П. Основы фізики лазерів. Лазери для термічних технологій: Навчальний посібник.* — К.: ІЕЗ ім. Є. О. Патона, 2005. — 244 с.
5. *Технологические лазеры: Справ. в 2 т. / Под ред. Г. А. Абилясинова.* — М.: Машиностроение, 1991. — Т. 1. — 432 с.
6. *Накатани Х. Разработка мощных волоконных лазеров и их применение // Свароч. техника.* — 2004. — № 3. — С. 108–114.
7. *Hergenhan G., Schull M., Brauch U. Kohaerente Vertikalemitter — Arrays // Laser Opto.* — 2001. — 33, № 3. — S. 68–75.

An analytical expression of cutting depth was derived through the constant of beam transformation and its angle of convergence with the assumption that the caustic surface of the focused beam has the shape of a single-cavity hyperboloid of revolution. For practical use of the derived relationship, formulas of the constant of beam conversion in resonators and lasers applied in practice are given.

Поступила в редакцию 20.02.2006

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ АМОРФИЗИРОВАННЫХ ДЕТОНАЦИОННЫХ Fe–В-ПОКРЫТИЙ

Е. А. АСТАХОВ, Ю. С. БОРИСОВ, доктора техн. наук, Г. С. КАПЛИНА, канд. техн. наук, Н. Н. КОКОРИНА, З. Г. ИПАТОВА, О. Ф. ЧЕРНЯКОВ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние температуры термообработки в интервале 200...650 °С на процесс кристаллизации аморфной фазы (АФ) в детонационных покрытиях, напыленных из порошков аморфизирующегося сплава Fe–В дисперсностью < 40 мкм и 40...63 мкм. Установлено, что содержание АФ в покрытии, напыленном из мелкого порошка, составляет 32, а из порошка размером 40...63 мкм — 57 об. %; нагрев при 500 °С приводит к полной кристаллизации АФ в обоих случаях. Проведено изучение микроструктуры покрытий и испытание их на газоабразивную износостойкость после термообработки при различных температурах. Максимальное повышение износостойкости (на 35...40 %) достигается при структурном состоянии покрытия, соответствующем кристаллизации (~3 % АФ).

Ключевые слова: детонационное напыление, аморфная фаза, нанокристаллическая структура, кристаллизация, газоабразивная износостойкость

Возрастающие требования к свойствам покрытий заставляют искать новые пути их совершенствования с целью достижения более высоких твердости, износо- и коррозионной стойкости. Одна из таких возможностей может быть реализована путем получения газотермических покрытий с нанокристаллической структурой. К настоящему времени накоплено значительное количество экспериментальных данных, подтверждающих более высокие значения твердости, износо- и коррозионной стойкости газотермических покрытий, содержащих наноразмерные фазы нанокompозитных покрытий по сравнению со свойствами покрытий того же состава, но имеющих обычную кристаллическую структуру [1–3].

Сегодня существует три основных подхода к формированию нанокompозитных газотермических покрытий [4]:

использование исходных материалов для напыления, имеющих нанокристаллическую структуру. К ним относятся нанокристаллические порошки (WC–Co, нержавеющая сталь, Ni-сплавы и т. п.), коллоидные растворы и суспензии (Al_2O_3 – ZrO_2 и т. п.);

совмещение процесса газотермического напыления с синтезом наноструктурных материалов путем осаждения из парогазовой фазы в газовом пламени или плазменной струе, реактивное напыление композиционных порошков (например, Ti–Al–B);

термическая обработка (ТО) газотермических покрытий с метастабильной структурой, когда распад аморфной структуры или пересыщенных твердых растворов приводит к формированию наноразмерных фаз.

С целью реализации этих подходов разработаны новые типы установок газотермического напыления, позволяющие использовать для нанесения покрытий такие нетрадиционные виды материалов, как коллоидные растворы и суспензии, применять гибридные процессы нанесения, объединяющие процесс газотермического напыления с газофазными процессами.

Для получения нанокompозитных покрытий при напылении нанокристаллических исходных порошков практический интерес представляет детонационное (ДН), плазменное напыление (ПН) и высокоскоростное газопламенное напыление (HVOF). Короткое время пребывания частиц порошка в процессе напыления при использовании названных выше технологий позволяет предотвратить или ограничить развитие процесса роста зерна и сохранить присутствие наноразмерных фаз в слое покрытия.

С другой стороны, использование этих процессов при напылении порошков аморфизирующихся сплавов обеспечивает высокие скорости охлаждения частиц напыленного материала и возможность формирования аморфного состояния в полученных покрытиях [5–8]. Как указано выше, ТО таких покрытий может служить основой формирования нанокompозитных структур.

Данные о свойствах газотермических покрытий из аморфизирующихся сплавов, подвергнутых ТО, свидетельствуют о повышении в ее результате твердости и коррозионной стойкости. Так, в работе [9] аморфные покрытия, полученные при плазменном напылении порошка Fe–17Cr–38Mo–4C, непосредственно после напыления имели твердость HV 10000 МПа, а после кристаллизации при температуре 650 °С твердость соответствовала HV 14500 и она сохранялась высокой (> HV 13000) после кристаллизации при 1000 °С. Коррозионная стойкость

**Таблица 1. Толщина покрытия из сплава системы Fe–В и содержание в нем АФ после напыления**

Размер частиц напыляемого порошка, мкм	Толщина покрытия, мкм	Содержание АФ, %
< 40	300...330	32
40...63	300...320	57

этих покрытий после кристаллизации также остается высокой и сопоставима с коррозионной стойкостью плазменных покрытий из нержавеющей стали.

Целью настоящей работы являлось определение температурного интервала кристаллизации аморфной фазы (АФ) в детонационных покрытиях, напыленных из сплава системы Fe–В, исследование ее количественного изменения в зависимости от температуры ТО и изучение связи износостойкости покрытий с их структурным состоянием.

ДН осуществляли из порошков дисперсностью < 40 и 40...63 мкм на установке «Перун-С» с использованием детонационной смеси: кислород – ацетилен – азот (скорострельность 6,6 Гц/с, толщина за выстрел 15...20 мкм, дистанция напыления 110 мм).

В качестве исходных образцов использовали образцы из стали Ст3. При выборе режимов ТО покрытий, содержащих АФ, учитывали результаты дифференциального термического анализа (ДТА) покрытий, отделенных от основы; рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА) этих покрытий; анализ имеющихся в литературе данных по кристаллизации аморфных покрытий и лент того же состава ($\text{Fe}_{20}\text{B}_{80}$), полученных спиннингованием [10]. Необходимые условия аморфизации металлических сплавов при ДН, выбор рациональных режимов напыления, обеспечивающих содержание АФ в пределах 50...80 %, описаны в работах [5–8].

Для проведения ТО образцы с покрытиями размещали в муфеле из нержавеющей стали, после предварительной продувки аргоном высокой чистоты устанавливали его расход 20...30 см³/мин, затем муфель помещали в рабочее пространство шахтной нагревательной печи, проводили нагрев в аргоне до температуры ТО со скоростью 20...22 °С/мин и выдерживали при этой температуре 30 мин.

Таблица 2. Изменение содержания АФ в покрытиях в результате ТО, %

Размер частиц напыляемого порошка, мкм	Температура нагрева, °С						
	Без ТО	200	300	330	360	450	500
< 40	32	32	32	28	21	18	0
40...63	57	57	57	54	27	15	0

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре «ДРОН-3» в CuK_α -излучении. Объемное содержание АФ в случае аморфно-кристаллической структуры покрытий определяли по методике, основанной на разделении дифракционных отражений от аморфной и кристаллической фаз и сопоставлении площадей под кривыми интенсивности рассеивания рентгеновского излучения [11]. Металлографические исследования покрытий осуществляли на оптическом микроскопе «Неофот-32» при увеличении до 1000 и электронном — до 100000. Испытания на износостойкость покрытий в условиях газабразивного износа проводили на центробежном ускорителе ЦУК-3 М при скорости вращения диска ускорителя 100 об/с и углах атаки абразива 45 и 60° по ГОСТ 23.201–78 [12]. В качестве абразива использовали кварцевый песок с размером частиц 0,5...0,9 мм. Износ определяли по потере массы образцов, взвешивание проводили на аналитических весах ВЛА-200. В табл. 1 приведены характеристики исходных покрытий непосредственно после напыления.

Результаты ДТА покрытия, отделенного от основы, позволили определить интервал кристаллизации АФ при непрерывном нагреве со скоростью 80 °С/мин: температура начала кристаллизации 400 (по началу выделения тепла кристаллизации); максимальной кристаллизации 500 (по максимальному экзотермическому эффекту); окончания кристаллизации 600 °С (по завершению выделения тепла кристаллизации).

При исследовании процесса кристаллизации АФ выбран интервал ТО, отличающийся от интервала, определенного ДТА, — 200...650 °С, что объясняется несколькими причинами:

кинетика и температура начала кристаллизации АФ при непрерывном нагреве отличаются от наблюдаемых при изотермических отжигах (температура начала кристаллизации выше примерно на 70 °С) [13–15];

с увеличением скорости нагрева температурный интервал кристаллизации смещается в область более высоких температур [10];

ДТА не улавливает изменений в период, предшествующий кристаллизации, когда в местах выделения будущих кристаллов формируются зоны, обогащенные соответствующим компонентом сплава, что может оказывать влияние на свойства покрытий;

ДТА не учитывает явление роста зерна кристаллической фазы. Как видно из табл. 2, с увеличением температуры ТО интенсивность линий метастабильных боридов Fe_3B (тетрагонального и орторомбического) уменьшается. На рис. 1 приведены микроструктуры детонационных

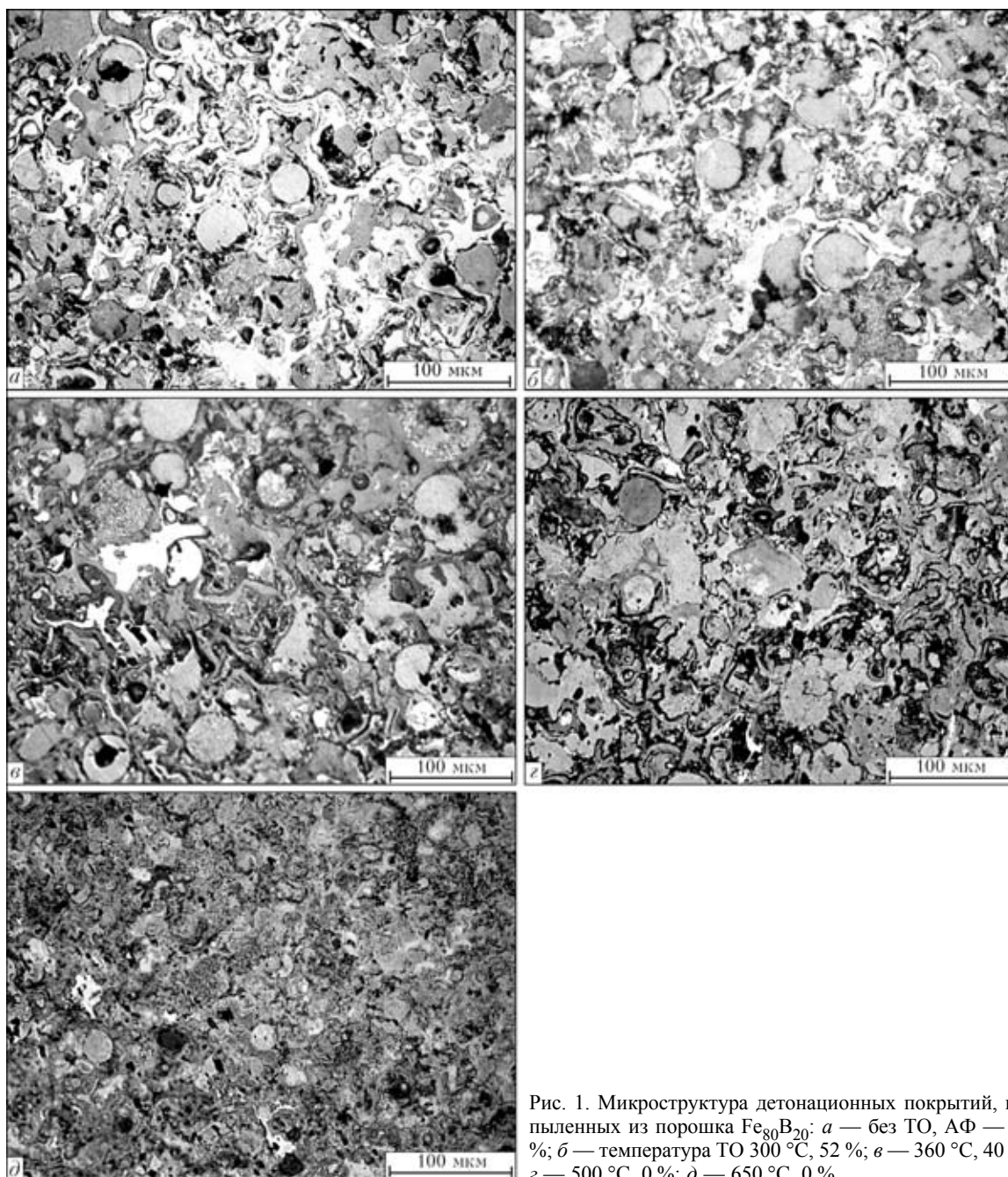


Рис. 1. Микроструктура детонационных покрытий, напыленных из порошка $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$: *a* — без ТО, АФ — 57 %; *б* — температура ТО 300 °С, 52 %; *в* — 360 °С, 40 %; *г* — 500 °С, 0 %; *д* — 650 °С, 0 %

покрытий до и после ТО, проведенной при разных температурах (исследование кристаллизации АФ проводили на образцах с покрытиями, напыленными из порошка дисперсностью 40...63 мкм). Структура покрытия, которое не подвергалось ТО (рис. 1, *a*), содержит аморфную составляющую в виде нетравящихся деформированных частиц. Оксидная составляющая в виде тонких прожилков находится по границам зерен, а кристаллическая — в виде травящихся зерен округлой формы размером около 50 мкм, внутри которых просматривается мелкодисперсная характерная конфигурация эвтектических колоний. С увеличением

температуры ТО усиливается травимость структуры, особенно АФ (участки белого цвета после напыления), уменьшается доля аморфной составляющей (рис. 1, *б*, *в*), а после отжига при 500...650 °С (рис. 1, *г*, *д*) АФ полностью отсутствует и частицы с выраженной эвтектической структурой почти не встречаются.

Электронно-микроскопическое изучение структуры образца, содержащего 52 % АФ, после ТО при 330 °С позволило обнаружить на месте распавшейся АФ наноразмерные (10...20 нм) кристаллические включения боридов железа (рис. 2) *.

Дифракционная картина, полученная на этом образце, оказалась характерной для наноструктуры с плавно изменяющейся разориентировкой зерен (рис. 3). Результаты испытаний газообра-

*Исследования выполнены в ИПМ НАН Украины канд. техн. наук П. С. Бритун.

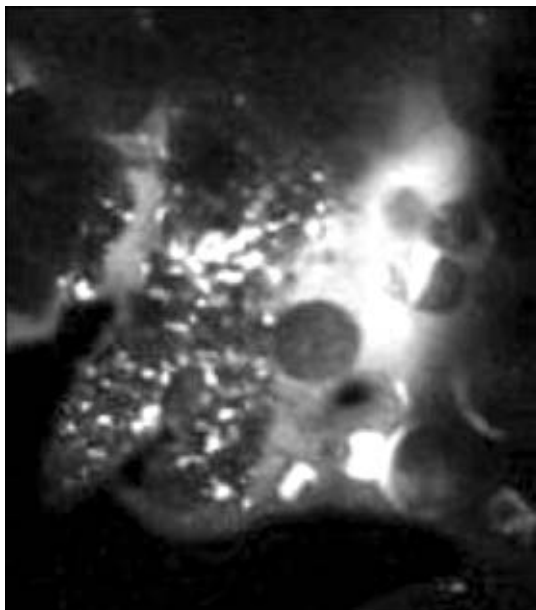


Рис. 2. Электронная микроструктура покрытия с нанокристаллическими включениями (10...20 нм), представляющими фазу Fe_3B ($\times 100000$)

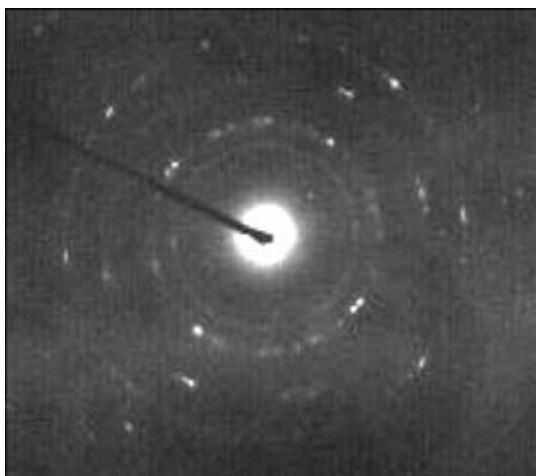


Рис. 3. Дифрактограмма образца покрытия после ТО при 330 °С

живной износостойкости детонационных покрытий в зависимости от температуры ТО приведены на рис. 4 с дополнительным наложением кривой изменения содержания АФ в покрытии в зависимости от температуры ТО. Анализ этих кривых позволяет утверждать, что изменение газоабразивной износостойкости не связано однозначно с изменением содержания АФ в покрытии, фиксируемого РСФА. Известно, что эта характеристика находится в прямой зависимости от содержания АФ в слое покрытия [5, 6, 16, 17] — чем АФ в покрытии больше, тем выше износостойкость слоя. Полученные результаты показывают, что ТО в интервале температур 200...300 °С не приводит к обнаруживаемому (при использовании выбранных методик) уменьшению содержания АФ, в то время как износ существенно уменьшается. При повышении температуры ТО до

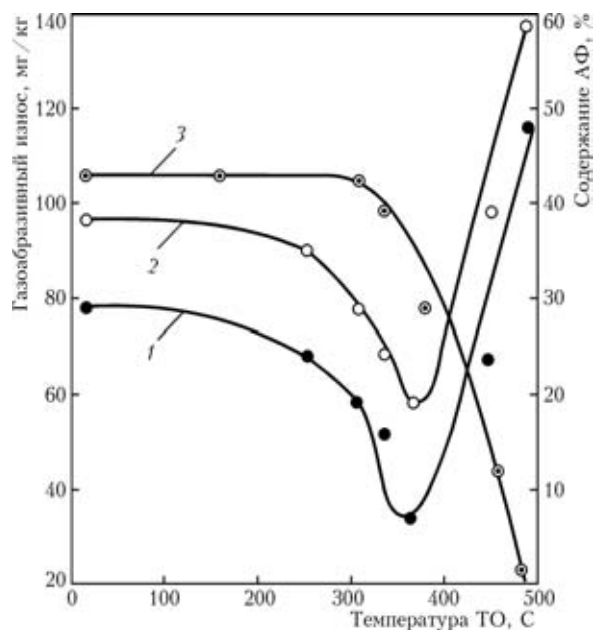


Рис. 4. Влияние температуры ТО на содержание АФ и газоабразивный износ ДП: 1, 2 — угол атаки абразива 45 и 60°; 3 — содержание АФ

330 °С содержание АФ уменьшилось всего на 3 %, в то время как износостойкость возросла на 20...25 %. Минимальный износ достигнут после ТО при температуре 360 °С, когда содержание АФ в покрытии еще было значительным (~45 %) и только после ТО в интервале температур 400...500 °С уменьшение газоабразивной износостойкости стало находиться в прямой зависимости от уменьшения содержания в покрытии АФ.

Выводы

1. Установлено, что температурный интервал кристаллизации АФ в детонационных покрытиях из сплава системы Fe-B при изотермическом нагреве находится в пределах 300...500 °С.

2. Увеличение газоабразивной износостойкости покрытия наблюдается после температур ТО, когда еще не фиксируется изменение содержания АФ вследствие начала процесса тонких структурных перестроек.

3. Максимальное повышение износостойкости (на 35...40 %) достигается после ТО в интервале температур 300...360 °С, что, очевидно, связано с тем, что на месте распавшейся АФ формируется структура, упрочненная дисперсными (нано- и микроразмерными) продуктами ее распада. При дальнейшем повышении температуры ТО происходит рост зерна кристаллической структуры, что ведет к снижению износостойкости.

1. Jiang H. G., Lau M. L., Lavernia E. J. Synthesis of nanostructured engineering coatings by high velocity oxygen fuel (HVOF) thermal spraying // J. of Thermal Spray Technology. — 1998. — 7. — P. 412–413.
2. Scholl M., Becker M., Atteridge D. Microstructure and properties of plasma sprayed nanoscale tungsten carbide-cobalt coatings // Ibid. — 1998. — 7. — P. 425–426.

3. *Effect of carbide grain size on the sliding and abrasive wear behaviour of thermally sprayed WC-Co coatings* / S. Usmani, S. Sampath, D. Houck, D. Lee // Tribol. Trans. — 1997. — **401**, № 3. — P. 470–478.
4. *Борисов Ю. С. Газотермическое напыление покрытий с нанокристаллическими фазами. Наноразмерные системы: Тез. конф. НАНСИС 2004.* — Киев, 2004. — С. 264.
5. *Куницкий Ю. А., Коржик В. Н., Борисов Ю. С. Некристаллические металлические материалы и покрытия в технике.* — Киев: Техніка, 1988. — 200 с.
6. *Астахов Е. А., Коржик В. Н., Чернышев А. В. Детонационное напыление аморфных и микроструктурированных покрытий* // Порош. металлургия. — 1990. — № 20. — С. 11–15.
7. *Коржик В. Н. Теоретический анализ условий аморфизации металлических сплавов при газотермическом напылении* // Порош. металлургия. — 1992. — № 10. — С. 11–15.
8. *Борисов Ю. С., Коржик В. Н. Аморфные газотермические покрытия: Теория и практика (обзор)* // Автомат. сварка. — 1995. — № 4. — С. 3–12.
9. *Kishitake K., Era N., Otsubo F. Characterization of plasma sprayed Fe-17Cr-38Mo-4C amorphous coatings crystallizing at extremely high temperature* // J. of Thermal Spray Technology. — 1996. — **5**. — P. 283–288.
10. *Аморфные металлические сплавы* / Под ред. Ф. Е. Любурского: Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1987. — 584 с.
11. *Применение методов количественного рентгеноструктурного анализа при исследовании фазового состава газотермических покрытий* / Г. М. Григоренко, А. Л. Борисова, А. И. Адеева, В. И. Сладкова // Проблемы СЭМ. — 1995. — № 2. — С. 63–71.
12. *Кулу П. Износостойкость порошковых материалов и покрытий.* — Таллин: Валгус, 1988. — 118 с.
13. *Features of structure and solidification in sprayed massive amorphous layers* / Т. Р. Shmyreva, A. P. Mukhin, V. P. Khlyntsev, O. A. Shmatko // Металлофизика и новейшие технологии. — 1995. — **17**, № 4. — С. 74–78.
14. *Кристаллизация аморфного сплава Fe₈₀B₂₀ при нагреве с постоянной скоростью* / В. П. Набережных, В. И. Ткач, А. И. Лимановский, В. Ю. Каменева // Физ. металлов и металлургия. — 1991. — № 2. — С. 157–164.
15. *Шмырева Т. П., Береза Е. Ю. Быстроохлажденные эвтектические сплавы.* — Киев: Техніка, 1990. — 15 с.
16. *Астахов Е. А., Астахов И. Е. Детонационное напыление микроструктурированных покрытий* // Сб. тр. 5-й Междунар. конф. «Пленки и покрытия 98». — СПб., 1998. — С. 78–82.
17. *Козьяков И. А., Борисов Ю. С., Коржик В. Н. Стойкость аморфизированных газопламенных покрытий системы Fe-B в условиях газоабразивного изнашивания* // Автомат. сварка. — 1996. — № 9. — С. 27–29.

The influence of heat treatment temperature (HT) in the range of 200...650 °C on the process of solidification of the amorphous phase (APh) in detonation coatings, deposited using powders of amorphizing Fe-B alloy with 40 µm and 40...63 µm particle size was investigated. It is established that APh content in the coating deposited using fine powder is equal to 32 vol. %, and in the coating from powder with 40...63 µm particle size it is 57 %; heating at 500 °C leads to complete solidification of APh in both cases. Coating microstructure was studied and coatings were tested for gas-abrasive wear resistance after HT at different temperatures. Maximum increase of wear resistance (by 35...40 %) is achieved at the coating structural condition corresponding to solidification of ~3 % APh.

Поступила в редакцию 06.02.2006

ВОССТАНОВЛЕНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ СТАЛЬНЫХ РЕЗЕРВУАРОВ ДЛЯ ХРАНЕНИЯ НЕФТИ И НЕФТЕПРОДУКТОВ

В ИЭС им. Е. О. Патона разработаны технологии восстановления проектной работоспособности стальных цилиндрических резервуаров вместимостью до 50 тыс. м³ включительно для хранения нефти и нефтепродуктов. Предлагаемые технологии гарантируют межремонтный период эксплуатации не менее 20 лет.

Впервые в СНГ разработана технология замены на стенках рулонированных резервуаров вертикальных монтажных стыков в одну линию на стыки с разбежкой швов по поясам.

Технология успешно применяется в Украине для ремонта резервуаров РВС 50 тыс. м³ со стенкой из стали 16Г2АФ. Замена днища выполняется полноразмерными полосами со стыковыми поперечными швами. Замена первого пояса стенки производится с увеличением полезного объема резервуара.



Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11,
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 28
Тел.: (38044) 287 66 79; e-mail: reservoir@paton.kiev.ua



ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КАВИТАЦИОННО-КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА СИСТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ Fe–Cr–Ni–(Mo) В 92 %-М РАСТВОРЕ СЕРНОЙ КИСЛОТЫ

А. В. ПАТЮПКИН, Д. А. АНТОНЮК, инженеры (Запорож. нац. техн. ун-т)

Предложена эмпирическая зависимость влияния основных легирующих элементов в сложнолегированных нержавеющих системах легирования (Fe–Cr–Ni–(Mo)) на кавитационно-коррозионную стойкость наплавленного металла в концентрированных растворах серной кислоты.

Ключевые слова: кавитационно-коррозионная стойкость, нержавеющие стали и сплавы, серная кислота, испытания, математическая модель, статистическая обработка

Технологическое оборудование системы откачки анодного хлора (хлорные компрессоры, центробежные насосы, запорная арматура и др.) титаномагниевого комбинатов преимущественно работает в 92...98%-м растворе серной кислоты, что оказывает существенное влияние на интенсивность процесса кавитационного разрушения основных деталей машин [1]. Поэтому выбор износостойкого материала для изготовления быстроизнашиваемых узлов должен учитывать совместное воздействие кавитационного и коррозионного факторов. В связи с обширной номенклатурой нержавеющих сталей и сплавов, рекомендуемых для работы в кислых средах, и высокой степенью их легирования изучено влияние последнего по эквивалентам никеля и хрома на кавитационно-коррозионную стойкость металлов [2]. Кавитационно-коррозионные испытания проводили на специальном ударно-эрозионном стенде по методике, описанной в работе [3].

Согласно статистической обработке данных лабораторных исследований кавитационно-коррозионной стойкости сталей и сплавов системы Fe–Cr–Ni, Fe–Cr–Ni–Mo и Fe–Cr–Ni–Mo–Cu определена оптимальная область значений $Ni_{экв} = 24...31\%$ и $Cr_{экв} = 23...26; 30...31\%$ [2]. В области повышенной стойкости находятся следующие стали и сплавы: 06X23H18, 08X23H18M5, 08X23H28M2T, 06X23H28M3ДЗТ и 06X24H21. При этом кавитационно-коррозионная стойкость стали 08X23H18M5 находится в том же диапазоне, что и у сплава 06X23H28M3ДЗТ (таблица), несмотря на

высокую степень легирования последнего. Исходя из этого, возникла необходимость изучения влияния конкретных легирующих составляющих на кавитационно-коррозионную стойкость металлов. Основными элементами данных нержавеющих сталей и сплавов, регулирующими показатели стойкости, являются углерод, хром, никель и молибден. Углерод расширяет γ -область и является интенсивным аустенитнообразующим элементом, коэффициент аустенитизирующего эффекта кото-

Кавитационно-коррозионная стойкость наплавленного металла

Серия образцов	Наплавленный металл	Содержание элементов, мас. %			Потери массы образцов, г, в 92%-м растворе H ₂ SO ₄
		Cr	Ni	Mo	
1	10X18H10T	18,1	10,5	—	1,96
2	07X14H20	14,0	20,5	—	1,65
3	07X15H21	15,0	20,9	—	1,63
4	08X15H21M6	15,1	20,9	5,4	0,79
5	08X17H24M3Д	17,0	24,2	3,0	1,37
6	08X18H24M3Д	18,2	24,3	2,9	1,31
7	12X18H25M3	18,0	25,1	3,2	0,82
8	10X15H21M6	15,3	21,1	5,9	0,68
9	10X14H29M5	14,0	29,1	5,3	0,61
10	10X14H29M6	14,4	29,0	5,9	0,57
11	08X15H30	15,2	30,1	—	1,26
12	07X16H30	16,0	29,8	—	1,37
13	14X19H25M3Д	19,0	24,9	3,0	0,92
14	06X23H18	22,8	18,0	—	0,65
15	08X23H18M5	22,9	18,2	5,3	0,5
16	08X23H28M2T	23,2	28,0	1,9	0,71
17	06X23H28M3ДЗТ	23,1	28,0	2,9	0,46
18	06X24H21	24,0	21,0	—	0,59

Примечания. 1. Испытания проводили в 92%-м растворе H₂SO₄ при температуре 60 °С. 2. Длительность испытаний 10 ч.

рого равен 30 (у никеля 1) [4]. По утверждению авторов работы [5], при наличии аустенитно-ферритной структуры разрушение будет развиваться в феррите, что обуславливает увеличение кавитационной стойкости стали с пониженным содержанием ферритной фазы в результате увеличения аустенитной. В работе [5] также показано, что при увеличении содержания углерода у закаленной стали от 0,023 до 0,8 мас. % потери массы за 5 ч испытаний снижаются от 0,650 до 0,180 г и происходит повышение твердости. Однако увеличение содержания углерода приводит к обеднению стали или сплава хромом и соответственно уменьшается стойкость металла к межкристаллитной коррозии, поэтому содержание углерода в испытуемых нержавеющих сталях и сплавах не превышало 0,08 % и в дальнейшем рассматривали влияние хрома, никеля и молибдена на кавитационно-коррозионную стойкость металлов.

По экспериментальным данным выполнен регрессионно-корреляционный анализ и построена математическая зависимость влияния этих компонентов на потерю массы образцов при кавитационно-коррозионном ($P_{H_2SO_4}$) воздействии:

$$P_{H_2SO_4} = f(Ni, Cr, Mo).$$

Эмпирическую зависимость находили на основании метода наименьших квадратов [6–8]. По данным лабораторных испытаний (см. таблицу) подбирали наиболее близкую теоретическую кривую, уравнение которой описывает функциональную и корреляционную зависимость между исследуемыми величинами. Решение задачи проводили аналогично изучению влияния $Ni_{э\text{кв}}$ и $Cr_{э\text{кв}}$ на кавитационную и кавитационно-коррозионную стойкость по методике [2], только в данном случае элементами матриц являлись значения содержания хрома, никеля и молибдена в наплавленном металле и данные лабораторных испытаний (см. таблицу).

В результате математического анализа получено уравнение, определяющее кавитационно-коррозионную стойкость (потери массы образцов, г) металла в зависимости от массового содержания (%) основных легирующих компонентов:

$$\begin{aligned} P_{H_2SO_4} = & 12,8419 - 0,5648Cr - 0,6057Ni + \\ & + 0,8264Mo + 0,0235CrNi + 0,0393CrMo - \\ & - 0,0277NiMo - 0,0016CrNiMo + 0,0025Cr^2 + \\ & + 0,0062Ni^2 - 0,1649Mo^2 + 0,0002Ni^2Mo^2. \end{aligned}$$

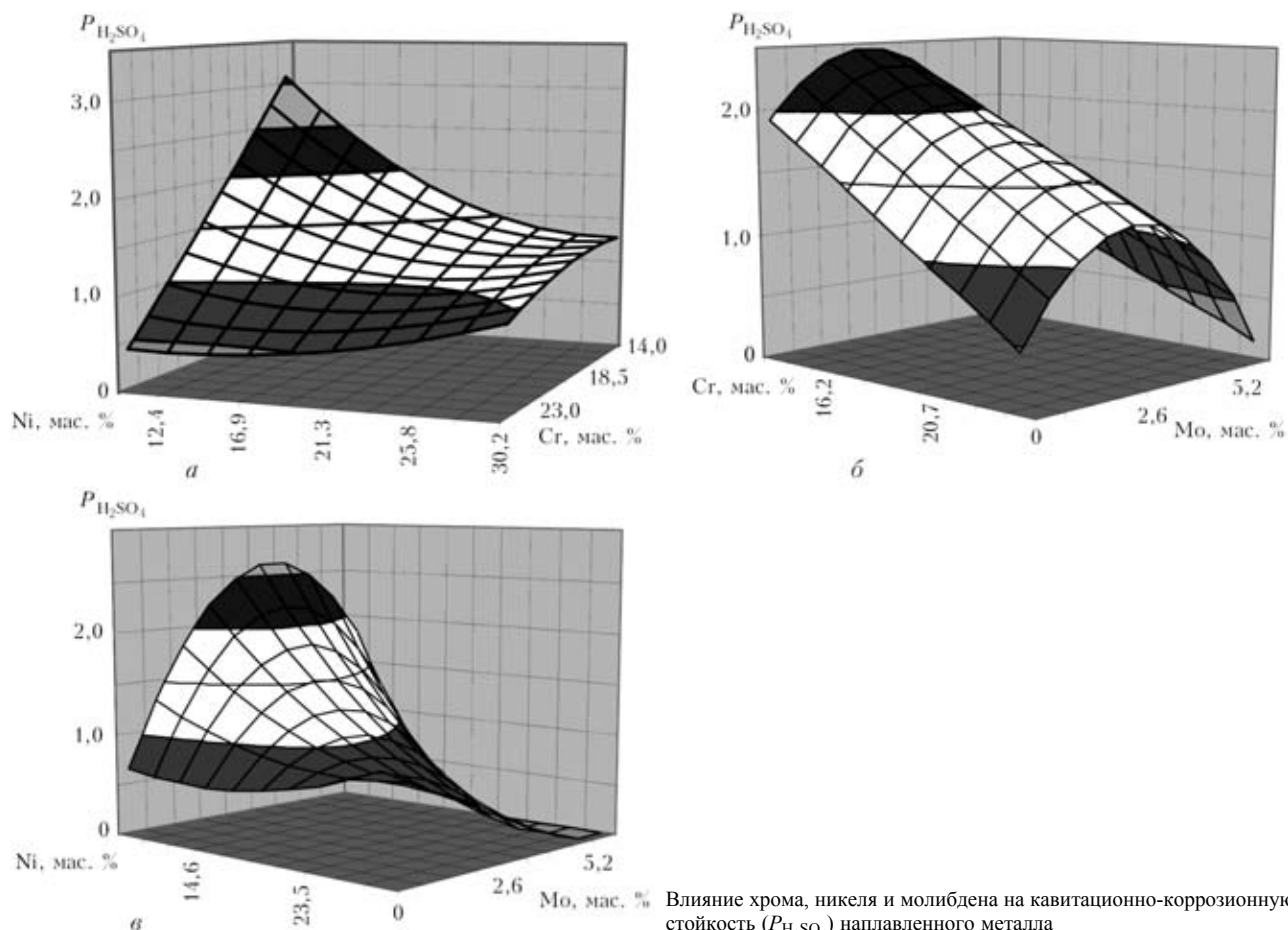
Среднее значение абсолютной ошибки для данного случая не превышает 5 % (0,56), а коэффициент корреляции находится выше значения 0,7, что указывает на адекватность полученной модели. По опытным и расчетным значениям по-

казателей кавитационной и кавитационно-коррозионной стойкости исследуемых сталей и сплавов проводили статистическую обработку данных: при этом коэффициент корреляции составил 0,86; дисперсия адекватности 0,007; воспроизводимости 0,006; расчетный критерий Фишера 1,25, табличный 1,99; расчетный критерий Кохрена 0,06, табличный 0,219. Значения расчетного критерия Фишера для двух случаев ниже табличного показателя, что свидетельствует о достоверности эмпирических зависимостей. В связи с наличием дисперсий больше двух и то, что одна из них значительно превышает остальные, определяя их однородность через критерий Кохрена [4–6]. Расчетные значения критерия Кохрена для обоих случаев не превышают табличных, что подтверждает гипотезу об однородности дисперсий.

На основании проведенного статистического анализа можно утверждать, что полученное уравнение регрессии является достоверным при большой корреляционной связи и его целесообразно использовать для прогнозирования кавитационно-коррозионной стойкости сплавов системы Fe–Cr–Ni и Fe–Cr–Ni–Mo.

При комплексном воздействии кавитации и коррозии на основании данных лабораторных исследований построены гиперплоскости влияния хрома, никеля и молибдена на кавитационно-коррозионную стойкость наплавленного металла (рисунки). Повышение содержания хрома практически во всем диапазоне концентраций никеля приводит к заметному увеличению кавитационно-коррозионной стойкости металла (рисунок, а). Увеличение содержания хрома для условий коррозионного воздействия рекомендовано многими авторами [7–10], так как он снижает склонность металла к межкристаллитной коррозии. Введение в наплавленный металл до 27 % хрома на порядок повышает минимальное время до возникновения межкристаллитной коррозии [9].

Коррозионная стойкость сплавов системы Fe–Cr–Ni также зависит от содержания никеля. Так, с повышением содержания последнего от 10 до 15 % коррозионная стойкость сначала возрастает, достигая максимума, затем уменьшается при концентрации никеля 25 и 35 % [9], что коррелирует с данными лабораторных испытаний (рисунок, а). С введением до 2 % Mo в стали с 23 % Cr и 18...20 % Ni кавитационно-коррозионная стойкость металла ухудшается (рисунок, б), что объясняется неустойчивостью данных сталей в концентрированных растворах серной кислоты при повышенных температурах [9]. При содержании молибдена до 6% повышается склонность металла к пассивированию (снижается ток пассивации и ток в пассивном состоянии), что, в свою очередь, стабилизирует устойчивость пассивного состояния. По мнению авторов [9], пластическая дефор-



Влияние хрома, никеля и молибдена на кавитационно-коррозионную стойкость ($P_{H_2SO_4}$) наплавленного металла

мация со степенью обжата до 50% не оказывает заметного влияния на скорость коррозии в растворе серной кислоты сталей и сплавов, содержащих 18...20% Cr, 12...28% Ni и легированных до 5...6% Mo.

Хорошие показатели кавитационно-коррозионной стойкости имеет сплав 06X23H28M3ДЗТ (06XH28МДТ), который широко используется в отечественной промышленности для работы в растворах серной кислоты различной концентрации. Высокие показатели стойкости его при легировании 3 % Mo обусловлены дополнительным введением в сплав меди, которая уменьшает площадь анодных участков при накоплении ее на поверхностном слое. Процесс протекает в области потенциалов активного растворения меди. При обмене (электрохимическая реакция) последняя переходит из электролита, осаждаясь на поверхность сплава и создавая защитный экранирующий слой [11]. Данные лабораторных испытаний подтверждаются исследованиями, приведенными в работе [12]. Согласно полученной гиперплоскости влияния никеля и молибдена на кавитационно-коррозионную стойкость наплавленного металла (рисунок, в), наименьшие потери массы образцов наблюдаются при легировании металла 18...20 % Ni без содержания молибдена и при содержании последнего в диапазоне 5...6 %. Приведенные ма-

тематические и статистические результаты лабораторных испытаний ряда сложнолегированных нержавеющих сталей и сплавов позволяют выбрать экономнолегированный состав наплавленного металла, имеющего повышенную кавитационно-коррозионную стойкость. Оптимальные показатели последней в условиях воздействия 92%-го раствора H_2SO_4 имеет сталь 08X23H18M5, не уступающая сплавам 08X23H28M2Т и 06X23H28M3ДЗТ. Для более глубокого объяснения явлений, сопутствующих повышению показателей стойкости стали 08X23H18M5, необходимо проведение дополнительных исследований.

Полученная эмпирическая зависимость влияния основных легирующих компонентов (хрома, никеля и молибдена), сложнолегированных нержавеющих сталей и сплавов на кавитационно-коррозионную стойкость наплавленного металла позволяет осуществить выбор оптимального состава износостойкого металла для деталей химических аппаратов, работающих в концентрированных растворах серной кислоты. К области оптимального легирования относятся составы, содержащие, мас. %: 23...25 Cr; 18...20 Ni; 5...6 Mo и 23...25 Cr; 25...28 Ni; 3...5 Mo.

Особый интерес представляет сталь 08X23H18M5, кавитационно-коррозионная стойкость которой находится на одном уровне с по-

казателями сплава 06Х23Н28М3ДЗТ при пониженном (на 10 %) содержании никеля у первой.

1. Патюпкин А. В., Рудычев А. С., Быковский О. Г. Кавитационно-коррозионная стойкость наплавленных нержавеющих сталей и сплавов // Автомат. сварка. — 2000. — № 8. — С. 38–40.
2. Патюпкин А. В., Антонюк Д. А. Влияние легирования на кавитационно-коррозионную стойкость нержавеющих сталей и сплавов // То же. — 2005. — № 4. — С. 16–18.
3. Патюпкин А. В. Влияние коррозионного фактора на кинетику кавитационно-коррозионного изнашивания нержавеющих сталей и сплавов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2004. — № 1. — С. 143–145.
4. Каховский Н. И. Сварка высоколегированных сталей. — Киев: Техника, 1975. — 376 с.
5. Адлер Ю. П., Маркова Е. В., Грановский Ю. В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. — М.: Наука, 1976. — 279 с.
6. Хартман К., Лецкий Э., Шефер В. Планирование эксперимента в исследовании технологических процессов. — М.: Мир, 1977. — 552 с.
7. Мышкис А. Д. Лекции по высшей математике. — М.: Наука, 1967. — 640 с.
8. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение и кавитационностойкие сплавы. — М.: Металлургия, 1972. — 192 с.
9. Ульянов Е. А., Свистунова Т. В., Левин Ф. Л. Высоколегированные коррозионностойкие сплавы. — М.: Металлургия, 1987. — 88 с.
10. Чигал В. Межкристаллитная коррозия нержавеющих сталей. — Л.: Химия, 1969. — 232 с.
11. Туфанов Д. Г. Коррозионная стойкость нержавеющих сталей, сплавов и чистых металлов. — М.: Металлургия, 1990. — 320 с.
12. Чукаловская Т. В., Томашов Н. Д., Майская В. Д. О механизме анодного растворения молибдена в водных электролитах // Защита металлов. — 1984. — № 6. — С. 864–871.

An empirical dependence is proposed of the influence of the main alloying elements in complex-alloyed stainless alloying systems (Fe–Cr–Ni–Mn) on the cavitation-corrosion resistance of the deposited metal in concentrated solutions of sulphuric acid.

Поступила в редакцию 29.06.2005

ПЛАЗМЕННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Плазменные ковши-печи (ПКП) — это новая генерация современных агрегатов комплексной внепечной обработки сталей (АКВОС), в которых компенсация тепловых потерь или подогрев шлакового и металлургического расплава осуществляется с помощью низкотемпературной плазмы. ПКП не только сохраняют все известные достоинства дуговых ковшей-печей, но и имеют преимущества, которые обусловлены высокой эффективностью, экономичностью и надежностью преобразования электрической энергии в тепловую, повышенной стабильностью, управляемостью и чистотой плазменного разряда, лучшей герметичностью рабочего пространства, контролируемостью атмосферы и диапазона давлений.

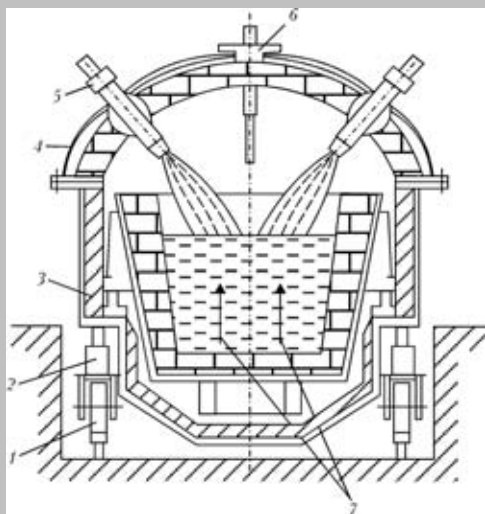


Схема плазменного ковша-печи: 1 — сталевоз; 2 — гидроцилиндр; 3 — камера; 4 — крышка водоохлаждаемая; 5 — плазмотрон; 6 — термозонд; 7 — расплав, продуваемый газом

Эти преимущества позволяют расширить энергетические, технологические и металлургические возможности АКВОС, снизить удельный расход электроэнергии, продолжительность подогрева и износ футеровки ковшей, способствуют повышению степени усвоения легирующих элементов, активному использованию газовой и шлаковой фаз, исключению загрязнения металла углеродом, азотом и водородом, улучшению качества получаемой стали, экологии технологического процесса и санитарно-гигиенических условий труда.

ПКП оборудованы плазменными нагревательными комплексами (ПНК) мощностью до 6 МВт. Скорость нагрева стали в ПКП с ПНК мощностью до 6 МВт составляет 3...5 °С/мин при емкости ковша 30 т и до 1,5 °С/мин при емкости ковша 100 т.

Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 20
Тел./факс: (38044) 287 60 57
E-mail: shapovalov@paton.kiev.ua



ХАРАКТЕРИСТИКИ ИМПУЛЬСНОГО ПОТОКА ПЛАЗМЫ В ПЛАЗМЕННО-ДЕТОНАЦИОННОМ ГЕНЕРАТОРЕ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РАСХОДАХ ГОРЮЧЕЙ СМЕСИ

Чл.-кор. НАН Украины **М. Л. ЖАДКЕВИЧ**, **Ю. Н. ТЮРИН**, д-р техн. наук,
О. В. КОЛИСНИЧЕНКО, канд. техн. наук, **В. М. МАЗУНИН**, инж.
 (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На основании анализа результатов теоретического исследования плазменно-детонационной установки рассчитаны тепловые и газодинамические характеристики сверхзвукового импульсного потока плазмы в зависимости от степени заполнения межэлектродного зазора горючей газовой смесью.

Ключевые слова: плазменно-детонационное напыление, импульсная плазма, геометрия ускорителя, горючая смесь, расход

Качественное формирование покрытий или упрочненных слоев с использованием импульсно-плазменного генератора зависит от множества факторов. Экспериментальное определение оптимальных геометрических параметров генератора, использующего ускорение продуктов детонации горючей газовой смеси (C_3H_8 , O_2 , воздух) между коаксиальными электродами, представляет собой сложную задачу. Для оценки параметров плазмы на выходе из генератора использовали математическую модель магнитогазодинамического течения продуктов сгорания в коаксиальном зазоре [1, 2]. В работе [2] проведена оценка влияния электрических характеристик цепи разряда на параметры плазмы при заданной геометрии электродов. Кроме того, важнейшими параметрами технологии термообработки и напыления с использованием импульсного плазменного генератора являются состав горючей газовой смеси и степень заполнения ею межэлектродного зазора. С учетом исследований в работе [2] ниже рассматривается численная оценка тепловых и газодинамических характеристик сверхзвукового потока плазмы в зависимости от заполнения межэлектродного зазора детонационной смесью при неизменных параметрах источника питания и геометрии генера-

тора плазменно-детонационной установки. Параметры плазменно-детонационной установки приведены ниже.

Параметры колебательного контура генератора

Индуктивность цепи, мкГн 7,5
 Емкость конденсаторной батареи, мкФ 800
 Начальное напряжение между электродами, кВ 3,2
 Расчетное активное сопротивление цепи (сопротивление плазмы в межэлектродном зазоре) по кривым затухания, Ом 0,01...0,09

Геометрические параметры ускорителя

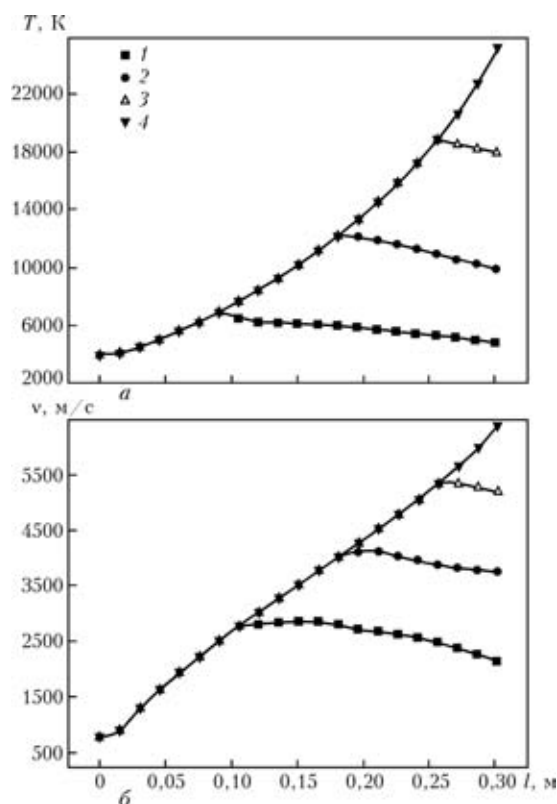
Начальный диаметр внутреннего электрода, мм 65
 Начальный диаметр внешнего электрода, мм 81
 Длина внешнего электрода, мм 300
 Угол конусности внутреннего и наружного электродов 15

Межэлектродный зазор заполняли детонационной смесью в соответствии с представленными в таблице режимами. Расчеты проводили по методике, предложенной в работе [2]. Режимы отслеживали по изменению скорости и температуры плазмы вблизи детонационной волны при ее прохождении межэлектродного промежутка.

Анализ полученных результатов (рисунок) позволяет сделать следующие выводы: скорость и температура ионизированных продуктов сгорания в плазменно-детонационном ускорителе изменяется в зависимости от объема заполнения межэлектродного зазора детонационной смесью. С увеличением последнего повышается температура и скорость продуктов детонации непосредственно за волной. Данный факт обусловлен тем, что при наличии внешнего электрического поля по продуктам детонации начинает протекать электрический ток, возникает дополнительная пондеромоторная сила и добавочный приток энергии к газу в результате джоулевой диссипации, что оказывает существенное влияние на движение детонационной волны.

Режимы заполнения межэлектродного зазора детонационной газовой смесью при температуре 294 К

№ режима	Расход детонирующей смеси при частоте 2 Гц, см ³	Процент заполнения межэлектродного зазора, %
1	274,4	25
2	550	50
3	825	75
4	1100	100



Зависимость осредненной температуры (а) и скорости газовой смеси (б) в следе за волной детонации от расхода горючей смеси (1...4 — режимы, см. в таблице)

Расчетные результаты находятся в хорошем качественном соответствии с экспериментальными

Proceeding from analysis of theoretical study of the plasma-detonation unit, thermal and gas-dynamic characteristics of a supersonic pulse plasma flow have been calculated, depending on the degree of filling of the inter-electrode gap with the combustible gas mixture.

1. Гурович В. Ц., Десятков Г. А., Спектров В. Л. Особенности движения токовой оболочки и ударной волны в импульсном ускорителе высокого давления // Докл. АН СССР. — 1987. — 293, № 5. — С. 1102–1105.
2. Влияние параметров разрядного контура плазменно-детонационной установки для модификации поверхности на газодинамические характеристики импульсных плазменных потоков / М. Л. Жадкевич, Ю. Н. Тюрин, О. В. Колисниченко, В. М. Мазунин // Автомат. сварка. — 2006. — № 8. — С. 42–45.

Поступила в редакцию 05.09.2006

ИССЛЕДОВАНИЕ И ВЫБОР ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ДЛЯ МОСТОСТРОЕНИЯ

В настоящее время на основании исследований и опыта изготовления сварных конструкций мостов, их монтажа и эксплуатации в строительные нормы и правила введен прокат из сталей марок 15Г2АФДпс, 09Г2СД и 09Г2Д, который производится металлургической промышленностью Украины в необходимых объемах.

Из перспективных марок стали следует рассмотреть возможность применения в мостостроении экономнолегированного проката стали марок 09ХСНФД и 12ХСНФД (ТУ 14-1-5311-95), 06ГБ и 06Г2Б (ТУ У 14-16-150-99) с временным сопротивлением разрыву до 700 МПа, производство которого предусмотрено техническими условиями на прокат для мостостроения. Разработчиками являются АНПА, ОАО «Азовсталь», УкрНИИКМ «Прометей» и ИЭС им. Е. О. Патона.

Назначение и области применения. Рассматриваемые стали предназначены для пролетных строений мостов, они могут быть использованы и для других объектов строительства и промышленности (телевизионные башни, подкрановые балки под тяжелые краны, мостовые и козловые краны, краны-перегрузатели, тяжелые и шагающие экскаваторы, подвижные составы и т.п.).

Состояние и уровень разработки. Прокат сталей марок 15Г2АФДпс, 09Г2Д, 09Г2СД предусмотрен строительными нормами и правилами, его, а также стали марок 09ХСНФД, 12ХСНФД, 06ГБ и 06Г2Б необходимо включить в стандарт на прокат для мостостроения.

Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 48
Тел./факс: (38044) 287 62 13, 529 06 07
E-mail: paton48@paton.kiev.ua



ВЛИЯНИЕ ГРАФИТА НА КИНЕТИКУ ПЕРЕХОДА УГЛЕРОДА В СВАРОЧНУЮ ВАННУ ПРИ НАПЛАВКЕ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ

А. П. ЖУДРА, С. Ю. КРИВЧИКОВ, кандидаты техн. наук, В. В. ПЕТРОВ, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты исследования влияния гранулометрического состава графитового порошка в сердечнике самозащитной порошковой проволоки на усвоение углерода сварочной ванной и стабильность горения дуги при электродуговой наплавке. Установлено, что максимальный коэффициент перехода углерода в наплавленный металл и высокая стабильность горения дуги обеспечиваются при использовании в сердечнике порошковой проволоки электродного графита с размером зерен 200...250 мкм.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковая проволока, наплавленный металл, графит, гранулометрический состав, переход углерода, стабильность горения дуги, перенос металла

Графит — основной углеродосодержащий материал, который вводят в состав сердечника самозащитных порошковых проволок, используемых при наплавке высокоуглеродистых сплавов. В отличие от других компонентов сердечника (металлических порошков, ферросплавов, минералов, солей, оксидов, фторидов и др.) графит является наиболее термостойким неплавящимся материалом с температурой разрушения кристаллической решетки около 4000 °С [1]. В связи с этим можно ожидать, что наличие графита в порошковой проволоке будет оказывать влияние как на характер ее плавления, так и на кинетику перехода углерода в наплавленный металл.

Целью настоящей работы является исследование влияния графита и его гранулометрического состава на кинетику перехода углерода в сварочную ванну, а также на плавление порошковой проволоки, параметры переноса электродного металла и стабильность горения дуги при наплавке самозащитной порошковой проволокой.

Для проведения исследований использовали графит марки ГЛ-2 (ГОСТ 5279–74), размолотый и разделенный на четыре фракции — 100...160, 200...250, 250...315 и 400...500 мкм. Содержание графита каждой фракции в опытных порошковых проволоках диаметром $d_{пр} = 2,4$ мм изменяли дискретно от 0 до 7 мас. %. Кроме графита, в состав порошковых проволок при постоянном содержании входили ферромарганец, ферросилиций, ферротитан, алюминиевый порошок, мрамор, кремнефтористый натрий и железный порошок. Постоянное значение коэффициента заполнения (21 %) при увеличении массовой доли графита

поддерживалось за счет уменьшения содержания железного порошка.

Наплавку валиков осуществляли на постоянном токе обратной полярности на следующем режиме: сварочный ток $I_{св} = 220...240$ А; напряжение на дуге $U_d = 24...25$ В; скорость подачи порошковой проволоки $v_{пр} = 97,2$ м/ч; скорость наплавки $v_n = 7,2$ м/ч. Содержание углерода в наплавленном металле в третьем его слое определяли с помощью химического анализа. Сварочные характеристики процесса плавления порошковых проволок (стабильность горения дуги, выраженная через значение коэффициента вариации по напряжению на дуге K_v^U ; количество $N_{к.з}$ и длительность $\tau_{к.з}$ коротких замыканий дугового промежутка электродными каплями, переходящими в сварочную ванну) измеряли с помощью анализатора нестационарных процессов АНП-2 [2].

Результаты исследований, представленные на рис. 1, свидетельствуют о том, что при различном содержании графита в порошковых проволоках наибольшая концентрация углерода $[C]_n$ в наплавленном металле имеет место, если размер зерен графита составляет 200...250 мкм. Уменьшение или увеличение грануляции графита приводит к снижению $[C]_n$.

Из рис. 2 видно, что изменение коэффициента η_c перехода углерода в наплавленный металл зависит от размера d частиц (гранул) графита. Влияние размера гранул графита на кинетику перехода углерода в наплавленный металл можно объяснить исходя из механизмов твердофазного взаимодействия графита с жидкой и газовой фазами при плавлении самозащитных порошковых проволок.

Зерна графита мелкой (100...160 мкм) фракции отличаются относительно развитой удельной поверхностью, что способствует интенсификации химического взаимодействия между поверхнос-

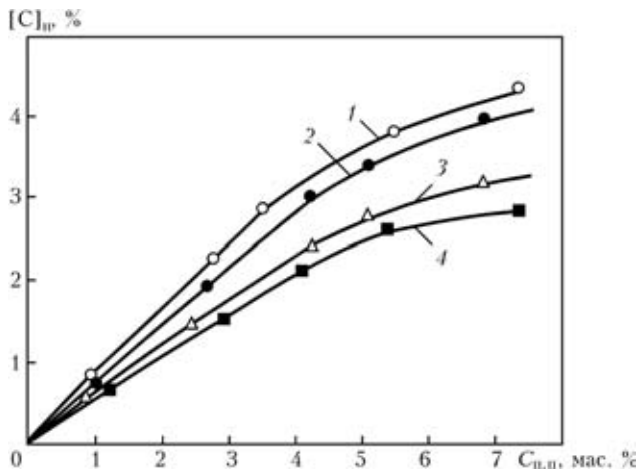


Рис. 1. Влияние содержания $C_{п.п.}$ графита в порошковой проволоке на концентрацию углерода $[C]_н$ в наплавленном металле ($I = 230$ А; $U_d = 24...25$ В; $d_{пр} = 2,4$ мм): 1 — 200...250; 2 — 250...315; 3 — 100...160; 4 — 400...500 мкм

тью гранул графита и кислородом воздуха. При этом значительная часть этих гранул окисляется и переходит в газовую фазу, а оставшаяся — растворяется в жидкой электродной капле и сварочной ванне. Существенные потери углерода в результате окисления графита мелкой грануляции обуславливают относительно низкое значение η_c .

С увеличением размера гранул графита их удельная поверхность уменьшается, а процесс окисления переходит из кинетического состояния в диффузионное, скорость его становится соизмеримой скорости диффузионного растворения частиц в сплаве [3, 4]. Причем процесс растворения графита, начавшийся в капле, продолжается в сварочной ванне. Это приводит к тому, что значения η_c увеличиваются вследствие уменьшения потерь углерода от окисления графита и возрастания роли процесса диффузионного растворения последнего в жидком расплаве. Максимальное значение коэффициента перехода углерода в наплавленный металл имеет место при размере гранул графита в порошковой проволоке 200...250 мкм.

В случае использования графита крупной (400...500 мкм) фракции доминирующим меха-

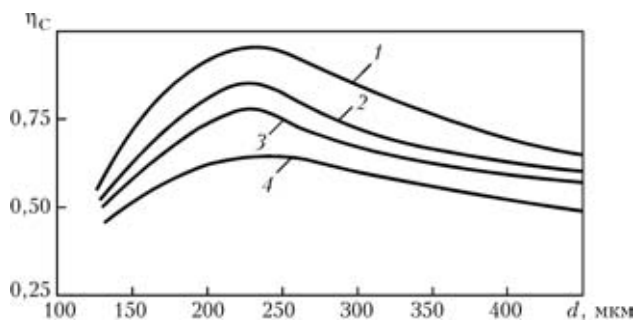


Рис. 2. Влияние размера d гранул графита на коэффициент η_c перехода углерода в наплавленный металл: 1 — $C_{п.п.} = 1$; 2 — 2; 3 — 5; 4 — 4 мас. %

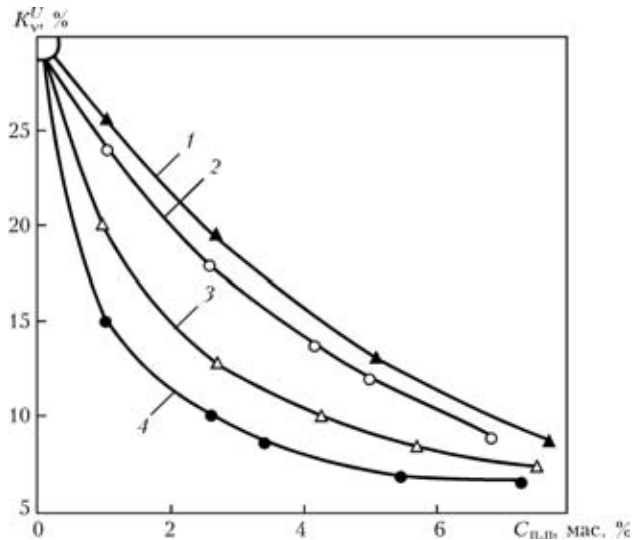


Рис. 3. Влияние содержания графита и размера его гранул на стабильность горения дуги при плавлении порошковой проволоки: 1 — 400...500; 2 — 250...315; 3 — 100...160; 4 — 200...250 мкм

низмом потерь углерода становятся неуспешные попытки полностью прореагировать на стадии капли и сварочной ванны гранулы графита. Всплывая из-за малого удельного веса на поверхность расплавленного металла, они контактируют с ним лишь частично, что понижает значимость процесса диффузионного растворения графита, а вместе с тем и значения коэффициента перехода углерода в наплавленный металл. Потери углерода вследствие окисления крупных гранул графита, в этом случае незначительны.

Наряду с гранулометрическим составом на значение η_c оказывает влияние содержание графита в сердечнике порошковой проволоки. Скоростной киносъемкой установлено, что при $C_{п.п.} < 2,0...2,2$ мас. % значения скорости плавления оболочки порошковой проволоки и ее сердечника практически равны. При значительном содержании графита равномерность плавления нарушается. Образующийся при этом «выступ» сердечника при достижении критической длины разрушается и в виде более или менее крупных агломератов попадает на поверхность сварочной ванны, а затем отесняется конвективными и газодинамическими потоками в ее хвостовую кристаллизующуюся часть, не успевая раствориться в жидком сплаве. Из рис. 2 видно, что чем больше содержание графита в сердечнике, тем чаще происходит разрушение неоплавившегося сердечника и значительные потери углерода, не перешедшего в наплавленный металл.

Помимо кинетики перехода углерода в наплавленный металл, содержание графита оказывает влияние на стабильность горения дуги и параметры переноса электродного металла при плавлении самозащитных порошковых проволок. На рис. 3 показано, что с увеличением $C_{п.п.}$ стабильность

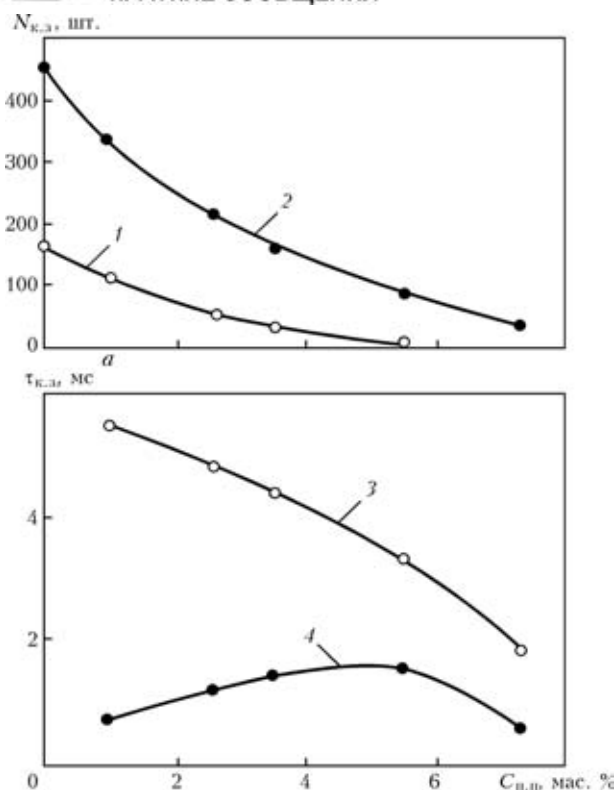


Рис. 4. Влияние графита с размером гранул 200...250 мкм на количество $N_{кз}$ (а) и длительность $\tau_{кз}$ (б) коротких замыканий дугового промежутка электродными каплями при плавлении порошковой проволоки: 1, 3 — соответственно количество и длительность действительных коротких замыканий при переходе электродной капли в сварочную ванну; 2, 4 — то же случайных коротких замыканий без перехода электродной капли в сварочную ванну

горения дуги повышается (значения K_v^U уменьшаются). Это связано с тем, что при неизменном режиме наплавки содержание графита в сердечнике оказывает влияние на длину дуги. Как следует из результатов скоростной киносъемки, чем оно выше, тем больше длина дуги при плавлении порошковой проволоки. Увеличение длины дуги приводит к изменению основных параметров переноса электродного металла, которые оказывают влияние на стабильность горения дуги — частоту и длительность действительных коротких замыканий (т. е. капля перетекает в сварочную ванну). На рис. 4 показано, что с увеличением значений $C_{пл}$ длительность действительных коротких замыканий уменьшается, а стабильность горения дуги возрастает (см. рис. 3).

1. Искусственный графит / В. С. Островский, Ю. С. Виргильев, В. И. Котиков и др. — М.: Металлургия, 1986. — 272 с.
2. Кривчиков С. Ю., Жудра А. П., Петров В. В. Влияние карбонатов на сварочно-технологические свойства самозащитной порошковой проволоки для наплавки белого чугуна // Автомат. сварка. — 1994. — № 7/8. — С. 18–20.
3. Хитрин Л. Н., Головина Е. С. Высокотемпературное взаимодействие графита с различными химически активными газами // Исследования при высоких температурах. — М.: Наука, 1967. — С. 157–166.
4. Александров В. В., Корчагин М. А. О механизме и макрокинетике реакций при горении СВС-систем // Физика горения и взрыва. — 1987. — № 5. — С. 55–63.

Given are the results of investigations into the effect of grain size composition of graphite powder in the core of a self-shielding flux-cored wire on absorption of carbon by the weld pool and stability of the arc in electric arc surfacing. It has been established that the maximal coefficient of transfer of carbon into the deposited metal and the high stability of the arc are achieved when using the electrode graphite with a grain size of 200-250 μm in the flux-cored wire core.

Поступила в редакцию 06.06.2006,
в окончательном варианте 13.07.2006

НОВОСТИ

НЕОГРАНИЧЕННО МОБИЛЬНАЯ И ЭКОЛОГИЧЕСКИ БЕЗОПАСНАЯ РЕЗКА (плазменная резка с использованием жидкости вместо газа)

В новом процессе плазменной резки от компании «Fronius» вместо сжатого воздуха исходной средой является жидкость. При этом достигается: во-первых, неограниченная мобильность, во-вторых, пониженный выброс вредных частиц. Система плазменной резки делает рабочее место более аккуратным. С одной стороны, прибор TransCut 300 — это просто название новой системы плазменной резки, с другой — термин для названия новой технологии резки. Она дает начало развитию новой тенденции: мобильные, совместимые с гене-

ратором системы будут иметь большое влияние на процессы резки на месте. В будущем экологически безопасная и «более здоровая» резка станет нормой для всех видов металлообрабатывающей промышленности.

По сравнению со сжатым воздухом и газом жидкость в качестве исходной среды обеспечивает некоторые очевидные преимущества. Она не требует большого пространства, т. е. может легко храниться на месте. Исчезает необходимость в подсоединении к статическим или мобильным системам газоснабжения или генерирования сжатого воздуха. При весьма низких выбросах, жидкая среда способствует обеспечению экологически безопасной резки и существенно улучшает условия работы. Это становится чрезвычайно важным, если вспомнить, что соответствующие ко-



Рис. 1. TransCut 300 — представитель нового поколения систем плазменной резки (неограниченная мобильность, простота и легкость использования, экологическая безопасность)

митеты ЕС собираются объявить о значительном сокращении ограничений на выброс на рабочем месте. TransCut 300 является самой миниатюрной и самой легкой (14,6 кг) системой плазменной резки в своем классе. Высококачественную резку «Fronius» предполагает достигать на 6-миллиметровой листовой стали, алюминиевых сплавах и высоколегированных сталях. Можно разрезать металл толщиной до 10 мм. Все что необходимо для работы — это подвод питания 230 В и совместимость с генератором. Современным мобильным, т. е. с ручным управлением, системам плазменной резки необходимо либо постоянное подсоединение сжатого воздуха, либо специальный компрессор. Оба эти фактора понижают мобильность и возможность управления. TransCut 300 использует собственную альтернативную концепцию питания, чтобы обойти эту проблему. Жидкая режущая среда находится во встроенном баке объемом 1,5 л. Бак может быть дозаправлен с помощью картриджей. Эта жидкость в парообразном состоянии выступает в качестве среды для плазмы. На обычной строительной площадке один бак прослужит около месяца. Поскольку процесс плазменной резки предотвращает азотирование поверхностей реза, во время любых последующих сварочных работ риск образования пор значительно снижается.

Несомненно, что операторы TransCut 300 обратят внимание на неограниченную мобильность и легкость использования. Просто закрепить при-



Рис. 2. Жидкость используется в качестве режущей среды в TransCut 300. Она нагревается и ионизируется в газовом резке. Результат: возможность резать металл толщиной до 10 мм, большая мобильность и меньшее количество выбросов по сравнению с системами резки сжатым воздухом

бор, подойти к месту работы, включить и начинать резку. Включай и режь — резка никогда не была такой простой и доступной.

РОБОТИЗИРОВАННАЯ ПРИВАРКА ШПИЛЕК

Для закрепления переключающихся контактов на установках высокого напряжения к внешней обшивке бака из нержавеющей стали необходимо прикрепить резьбовые шпильки М8 X 20 из нержавеющей стали толщиной 2 мм. Процесс «приварки шпилек с коротким сварочным циклом» превосходно подходит для решения этой задачи. Он гарантирует чистые, голоэдрические сварные соединения, переносящие высокие нагрузки. Для этого используют четыре изделия различных размеров. Первое изделие компонуют, по крайней мере, из 128 шпилек; шпильки отчасти приваривают в вертикальном положении. Поскольку правила допуска для монтажных деталей очень строги, сварной угловой шов должен быть гладким даже при вертикальной сварке. Приварка шпилек выполняется роботом (см. первую страницу обложки журнала). Он определяет, какое изделие вставить и выбирает соответствующую программу приварки шпилек. Для того чтобы сбалансировать допуск изделия, проводится осмотр изделия с помощью тактильного датчика и точно определяется программа сварки.

Составляющие сварки

В качестве блока питания для приварки шпилек компания «ВТН Tech» выбрала устройство LBN 1400, которое подходит для сварки вытянутой дугой, для приварки шпилек с коротким сварочным циклом и оснащено точным регулированием компенсации сварочного тока. Данный блок питания



обладает достаточной механической прочностью и может использоваться на строительных площадках.

Сварочная головка КНА-500-6 от компании «ВТН Тесч» отличается характеристикой мягкого погружения и полностью автоматизированной компенсацией длины. Последняя помогает сбалансировать производственный допуск сварочных шпилек и тем самым гарантирует постоянный подъем на 1,7 мм. Сочетание компенсации длины в КНА-500-6 и компенсации сварочного тока в LBN 1400 гарантирует высокую воспроизводимость сварочного процесса.

Для автоматической подачи шпилек компания «ВТН Тесч» использует устройство VBZ. Характеристики заполнения устройства VBZ были расширены с помощью объемного питателя, что позволило исключить ручное заполнение во время одной смены. Оптический датчик контролирует уровень заполнения VBZ и объемного питателя.

Эксплуатация установки

Сначала коммутационное устройство помещается в зажимный механизм, который контролируется датчиком. Прибор сам определяет, какое изделие вставить и выбирает соответствующую программу. Поворотная плита зажимного механизма закрепляет изделие на оси в сварочном положении. Робот устанавливает тактильный датчик и проводит проверку контура изделия. Затем программа сварки проверяется в соответствии с результатами измерений. Робот меняет инструмент и закрепляет сварочную головку КНА-500-6. Процесс сварки запущен. Запрос по контакту, встроенному в устройстве LBN 1400, устанавливает оптимальный уровень погружения, который приводит к оптимальной воспроизводимости сварочного процесса.

Сварочные параметры установки:

сварочный ток, А	1100
напряжение дуги, В	35
время сварки, мс	45
подъем сварочной головки, мм	1,7

СТАБИЛЬНАЯ ДУГА ПРИ СВАРКЕ ММА (manual metal arc — ручная электродуговая сварка)

Идеальные параметры приводят к безупречным результатам сварки. При ММА сварке сварщики могут получить такие результаты, используя резонансный интеллект. Даже при неблагоприятных условиях, машинная технология, запатентованная для компании «Fronius», дает всегда гарантию безупречной и стабильной дуги. Более того, с ней сварщик получает значительный запас мощности. Например, она предотвращает раз-

рыв дуги. Поскольку «функционирование технически контролируемых внутренних составляющих» сварочной системы с резонансным интеллектом очень сложно, эта технология предварительно применялась только для однофазного TransPocket 1500. Сейчас разработчики компании «Fronius» преодолели эту сложность, и две трехфазные системы уже оснащены данной технологией со всеми ее преимуществами — новые TransPocket 2500 и 3500.

В современных сварочных установках «ММА» колебания в сетевом напряжении и различная длина кабелей питания оказывают негативное влияние на выходную мощность. Это же относится и к изменениям длины дуги. В случае колебания напряжения дуга изменяется, что приводит в свою очередь к низкому качеству сварки. Такие нежелательные побочные эффекты не являются проблемой при резонансном интеллекте даже при длине кабеля 100 м. Во избежание «приморзания» при коротком замыкании система контроля резко повышает ток. Если электрод находится под угрозой утапливания в сварочной ванне, увеличенный ток предотвращает ванну от застывания. Это практически помогает избежать «приморзания» электрода. Все TransPocket с оперативной системой контроля источника питания обеспечивают мягко горящую дугу. Поэтому сварщик может использовать целлюлозные электроды диаметром до 5 мм в вертикальном положении методом «сверху вниз», что едва ли возможно при использовании большинства традиционных свароч-



Рис. 1. Одно- и трехфазные сварочные системы TransPocket обеспечивают резервы большой мощности для сварки проволочными электродами и сварки ТИГ даже при портативном исполнении

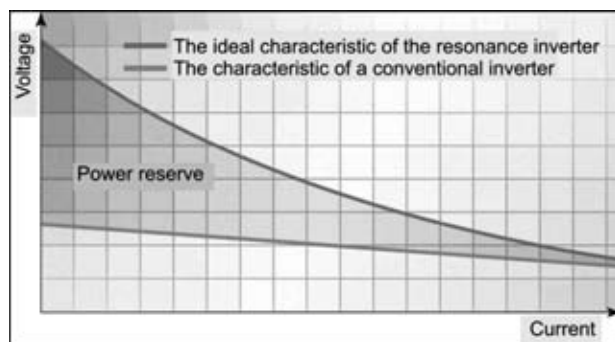


Рис. 2. Резонансный инвертор создает идеальные параметры с запасом высокого напряжения для оптимизации свойств шва при всех условиях



ных установок. Необходимым условием для получения резонансного интеллекта является наличие резонансного инвертора, разработанного компанией «Fronius». Он служит для взаимосвязи между сварочным трансформатором и конденсаторами. Кроме конденсаторов, трансформатор также играет роль источника резервного запаса энергии. Понятие резонансный интеллект включает достижение наличия определенного состояния: трансформатор и конденсаторы соединены таким образом, чтобы перезапускать друг друга. Удачное сочетание резонанса и функции накопи-

теля создает резерв энергии, который будет в наличии, если она потребуется для дуги.

Диапазон сварочного тока трехфазного TransPocket 2500 достигает 250 А, а у TransPocket 3500 — 350 А. Дополнительные функции, такие как SoftStar, HotStart и Anti Stick увеличивают возможности получения высококачественного металла шва и создают дополнительные удобства при работе. Необходимо также упомянуть об очень прочном корпусе со встроенным управлением. Малая масса установок (12,5 и 18 кг) означает, что они идеальны для портативного использования.

ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. В. Р. Бурнашев (ИЭС) защитил 27 сентября 2006 г. кандидатскую диссертацию на тему «Совершенствование плазменно-дуговой гарнисажной плавки специальных сталей, сплавов и чистых металлов».

Диссертация посвящена оптимизации технологии выплавки металлов и сплавов в условиях плазменно-дуговой гарнисажной плавки.

Рассмотрено современное состояние методов специальной электрометаллургии сталей и сплавов ответственного назначения, чистых металлов и лигатур, обоснована необходимость выполнения работы.

Показано, что для выплавки специальных сталей и сплавов, легированных РЗМ и ЩЗМ, целесообразно применять плазменно-дуговую гарнисажную плавку в печах с керамическим подом, а для чистых металлов и лигатур — ПДГП в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе.

Рассчитаны оптимальные добавки алюминия в предварительный период раскисления. Для хромистых сталей 05X12H2M и 07X12HMФБР оптимальная добавка составила 2...2,6 кг/т, для стали 05X14H15HMФБР — 2...3 кг/т, для сплава ХН55МВЦ — 2,84 кг/т.

По данным проведенных исследований выбраны оптимальные режимы раскисления и микролегирования исследуемых материалов.

В результате экспериментальных и промышленных плавок установлено, что полученные в условиях ПДГП стальные отливки имеют низкое содержание неметаллических включений (общее содержание 0,0035...0,008 мас. %) и примесей внедрения

([C] = 0,01...0,02 %; [O] = 0,002...0,003 %, [N] = 0,016...0,018 %; [H] = 0,0015...0,00017 мас. %).

Установлено, что применение комплексных лигатур при микролегировании никелевых сплавов приводит к повышению усвояемости легирующих элементов до 70...80 %. Микролегирование никелевых сплавов гафнием и церием приводит к повышению прочностных характеристик.

Определено, что в исследуемых материалах, выплавленных по оптимальным режимам раскисления и микролегирования, содержание неметаллических включений снижается в два раза. При этом их механические свойства повышаются на 30...40 %.

Экспериментально изучено влияние плазменно-дуговой гарнисажной плавки в медном водоохлаждаемом тигле на ее технологические показатели. Это позволило рекомендовать рациональные режимы переплава тугоплавких металлов и их сплавов. ПДГП в медном водоохлаждаемом тигле тугоплавких металлов позволяет снизить содержание неметаллических включений в несколько раз.

Показано, что применение ПДГП в медном водоохлаждаемом тигле целесообразно для получения отливок из тугоплавких и химически активных металлов и их сплавов, выплавки лигатур, содержащих РЗМ и ЩЗМ.



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. И. В. Протокилов (ИЭС) защитил 27 сентября 2006 г. кандидатскую диссертацию на тему «Магнитоуправляемая электрошлаковая плавка (МЭП) многокомпонентных титановых сплавов».



Работа посвящена разработке научных и технологических основ технологии магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) титановых сплавов.

Методом физического моделирования исследованы течения металлургического расплава при электрошлаковой плавке под воздействием внешних магнитных полей разной пространственной ориентации. Показано, что гидродинамику металлургического расплава определяют объемные электромагнитные силы, возникающие при взаимодействии тока плавки с собственными или внешними магнитными полями. В зависимости от характеристик внешнего магнитного поля в металлургической ванне создаются электровихревые течения или возвратно-поступательные колебания (вибрация) расплава.

Путем математического моделирования показано, что под действием внешнего, продольно-радиального магнитного поля траектории движения твердых частиц и электродных капель в потоках жидкого шлака видоизменяются, что позволяет увеличить время их нахождения в шлаковой ванне на 40...50 %. Показана возможность удаления твердых частиц на периферию шлаковой ванны, к стенке кристаллизатора.

На основе проведенных исследований разработаны технологические схемы управления гидродинамикой металлургического расплава с использованием продольного, продольно-радиального и поперечного магнитных полей.

Экспериментальным путем исследованы металлургические и технологические особенности процесса МЭП титановых сплавов в поперечном

магнитном поле. Установлено, что вибрация расплава, вызванная введением в зону плавки поперечного поля, приводит к снижению силы тока плавки, увеличению частоты отрыва электродных капель (и соответственного снижения их средней массы), уменьшению глубины металлической ванны и выравниванию фронта кристаллизации. Показана возможность управления структурой титановых сплавов с помощью вибрации, созданной поперечным магнитным полем. Установлены характеристики магнитного поля, которые обеспечивают выплавку слитков без кристаллизационных дефектов с однородной мелкозернистой структурой.

Разработан процесс прессования расходуемых электродов и металлургический флюс для МЭП титановых сплавов.

Исследованы свойства титановых сплавов, полученных методом МЭП. Установлено, что новый технологический процесс обеспечивает получение слитков титановых сплавов с высокой химической и физической однородностью, мелкозернистой структурой и отсутствием дефектов типа шлаковых включений, микропор, трещин. Химический состав металла удовлетворяет требованиям соответствующих стандартов. Показано, что при одинаковом уровне прочности характеристики пластичности и ударной вязкости металла МЭП выше, чем у аналогичных образцов ВДП. Установлена возможность получения методом МЭП слитков титановых сплавов с интерметаллидным упрочнением. Получены слитки жаропрочных титановых сплавов, металл которых имеет длительную прочность 320 МПа при температуре 750 °С.

УДК 621.791(088.8)

ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА*

Способ дуговой сварки вольфрамовым электродом в среде защитных газов, отличающийся тем, что устанавливают базовое напряжение на дуге, равное оптимальному напряжению в среде газа или смеси с минимальным потенциалом ионизации, а разницу между максимальным и минимальным значением напряжения на дуге в периоды предыдущего и последующего импульсов подачи газов или смесей устанавливают в пределах 1...7 В. Патент РФ 2271266. Э. П. Радько, О. М. Новиков, А. С. Носков и др. (ОАО «ДУКС») [7].

Способ электрошлаковой наплавки крупногабаритных торцов, отличающийся тем, что в процессе электрошлаковой наплавки используют систему неплавящихся электродов, подключенных к независимому источнику питания, состоящую, по меньшей мере, из двух полых электродов, каждый

из которых выполнен со сферической полостью на рабочей части, при этом их количество определяют из соотношения $n = \pi D_n/k$, где n — количество неплавящихся полых электродов; D_n — диаметр изделия, мм; k — коэффициент, определяющий целое число полых электродов, располагают электроды по окружности, диаметр которой составляет половину диаметра изделия, на расстоянии l между их центрами, равном $\pi D/n$, где D — диаметр окружности, образованной центрами полых электродов, мм. Приведены и другие отличительные признаки. Патент РФ 2271267. И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак, С. Н. Цурихин (Волгоградский ГТУ) [7].

Устройство для сварки секционных отводов трубопроводов, отличающееся тем, что оно снабжено трубчатой балкой, жестко связанной одним концом с поворотным шпинделем, а другим — с корпусом узла для закрепления отвода, а подвижный по высоте верхний корпус опорного узла с закреп-

* Приведены сведения о патентах, опубликованных в бюллетене РФ «Изобретения. Полезные модели» за 2006 г. (в квадратных скобках указан номер бюллетеня).



ленной на нем площадкой смонтирован в опорах нижнего корпуса с возможностью взаимодействия с закрепленной на трубчатой балке опорной площадкой при остановке вращения шпинделя. Патент РФ 2271268. Н. Д. Засульский [7].

Установка для электронно-лучевой сварки, отличающаяся тем, что снабжена транспортером, устройством установки и снятия технологических заглушек в открытый конец изделия и системой управления, при этом транспортер установлен на общем с рабочей камерой основании под загрузочным барабаном вдоль него и снабжен механизмом загрузки изделий в установку и выгрузки из нее, а устройство установки и снятия технологических заглушек в открытый конец изделия, состоящее из комплекта технологических заглушек в количестве не меньше количества вакуумных вводов поворотного загрузочного барабана и механизма автоматической установки и снятия технологических заглушек, расположено с торца транспортера и функционально связано с установкой через систему управления. Приведены и другие отличительные признаки. Патент РФ 2271906. В. И. Васильков, Н. В. Онучин, А. А. Кислицкий и др. (ОАО «Новосибирский завод химконцентратов») [8].

Способ крепления кремниевой пластины к стеклянной подложке, отличающийся тем, что проводят механическую обработку и химическую очистку поверхностей кремниевой пластины и стеклянной подложки, покрывают поверхности кремниевой пластины и стеклянной подложки слоем алюминия, затем предварительно подвергнутую химической очистке алюминиевую фольгу накладывают на слой алюминия кремниевой пластины и приваривают ультразвуковой сваркой, устанавливают кремниевую пластину с наваренной алюминиевой фольгой на стеклянную подложку с предварительно нанесенным на нее слоем алюминия, после чего выступающие края алюминиевой фольги наваривают на алюминиевый слой стеклянной подложки ультразвуковой сваркой. Патент РФ 2271907. А. В. Неудачин, Н. А. Зотов, В. Л. Фролов (ФГУП НИИ «ВОЛГА») [8].

Способ лазерной сварки трением с перемешиванием для соединения деталей, отличающийся тем, что боковые поверхности выполняют таким образом, что в прижатом состоянии они соприкасаются в зоне корня стыковочного профиля, а в средней зоне между боковыми поверхностями имеется зазор, расположенный со стороны зонда и лазерного излучения. Патент РФ 2271908. Ф. Пальм (Эаде Дойчланд ГмбХ, Германия) [8].

Способ сварки давлением, при котором к деталям прикладывают начальное давление, нагревают их V-образным электродом, а затем прикладывают добавочное давление, отличающийся тем, что в процессе начального давления на V-образный электрод дополнительно подают ультразвуковые колебания, а при добавочном давлении амплитуду колебаний уменьшают до нуля. Патент РФ 2271909. В. В. Зенин, Ю. Е. Сегал, Ю. Л. Фоменко и др. (Воронежский ГТУ) [8].

Устройство для дуговой многоэлектродной сварки, отличающееся тем, что между электродами установлены экраны, выполненные из теплоустойчивого неэлектропроводного магнитомягкого ферромагнетика или из металла, на поверхность которого с обеих сторон нанесен слой теплоустойчивого неэлектропроводного магнитомягкого ферромагнетика. Патент РФ 2272699. Ю. В. Казаков, А. А. Акимов (ФГУП «НКТБ «Парсек»») [9].

Состав порошковой проволоки, отличающийся тем, что он дополнительно содержит ферросиликоцирконий и ферротитан, а в качестве фторсодержащего компонента — криолит при следующем соотношении компонентов, мас. %: 5..8 ру-

тилового концентрата; 6...14 марганца; 6...9 никеля; 11,5...18 хрома; 1...2 мрамора; 1...6 ферросиликоциркония; 1...2 ферротитана; 0,5...0,8 криолита; остальное — стальная проволока. Патент РФ 2272700. А. Н. Балин, А. В. Березовский (ЗАО «Завод сварочных материалов») [9].

Порошковая проволока для наплавки открытой дугой деталей железнодорожного транспорта, отличающаяся тем, что в состав шихты дополнительно введены мрамор, плавиковый шпат, алюминиевый порошок, ферросилиций и кремнефтористый натрий при следующем соотношении компонентов в ней, мас. %: 1...3 мрамора; 3...5 рутилового концентрата; 3...5 плавикового шпата; 0,3...1,0 ферромарганца; 3...5 ферротитана; 0,1...1,0 ферросилиция; 0,1...0,8 алюминиевого порошка; 0,3...1,0 кремнефтористого натрия; остальное — стальная оболочка. Патент РФ 2272701. С. А. Шамин (ОАО «Череповецкий сталепрокатный завод») [9].

Устройство для контактной сварки панелей, содержащее станину, закрепленные на ней подвижный верхний, неподвижный нижний электроды и механизм поджатия пакета свариваемых деталей, отличающееся тем, что указанный механизм выполнен из двух разъемных частей с пазами в них, образующими полость с размещенной в ней эластичной оболочкой, соединенной с источником давления. Патент РФ 2273554. В. А. Тарасов, В. И. Максименков (ФГУП НИИ автоматизированных средств производства и контроля) [10].

Устройство для контактной сварки панелей, содержащее станину, закрепленные на ней подвижный верхний, неподвижный нижний электроды и механизм поджатия пакета свариваемых деталей, отличающееся тем, что указанный механизм выполнен из двух разъемных частей, поверхности соприкосновения которых выполнены под углом, меньшим угла трения материала частей, при этом одна из частей связана жесткой тягой с приводом ее перемещения. Патент РФ 2273555. В. А. Тарасов, В. И. Максименков (То же) [10].

Припой на основе меди, отличающийся тем, что он дополнительно содержит кремний, железо, фосфор и титан при следующем соотношении компонентов, мас. %: 28,0...30,0 никеля; 27,0...30,0 марганца; 4,0...6,0 кобальта; 0,8...1,2 кремния; 1,0...1,5 железа; 0,15...0,25 бора; 0,1...0,2 фосфора; 0,05...0,12 титана; остальное — медь. Патент РФ 2273556. Е. Н. Каблов, В. И. Лукин, В. С. Рыльников и др. (ФГУП «ВИАМ») [10].

Способ упрочнения лемехов плугов из среднеуглеродистых и высокоуглеродистых сталей сварочным армированием, отличающийся тем, что в качестве наплавляемого материала используют малоуглеродистый электродный материал, который наплавляют на рабочую поверхность в виде параллельных друг другу валиков, каждый последующий из которых наносят со скоростью, обеспечивающей образование закалочной структуры, после остывания предыдущего. Патент РФ 2274526. А. М. Михальченко, С. И. Будко, Д. А. Капошко (Брянская госсельхозакадемия) [11].

Видеосенсорное устройство для определения положения сварного шва, отличающееся тем, что преобразователь излучения от сварочной дуги в освещенную полосу выполнен в виде экрана, закрепленного на сварочной горелке с образованием щели между экраном и свариваемым изделием, обеспечивающей прохождение излучения от дуги, отражение его от поверхности свариваемого изделия и попадание на фотоприемную камеру. Патент РФ 2274527. А. А. Котельников, Т. В. Алпеева (Курский ГТУ) [11].

Способ изготовления пакетов для производства крупно-



габаритных плакированных листов, отличающийся тем, что собранный пакет фиксируют ручной дуговой сваркой обратноступенчатым способом электродами аустенитного класса с образованием валика по торцу плакировки, подслои выполняют наплавкой из двух слоев электродами аустенитного и аустенитно-ферритного классов, автоматическую дуговую сварку выполняют проволокой аустенитного и аустенитно-ферритного классов, а отпуск сварного шва осуществляют в нагревательной печи при температуре 400...720°C с последующей выдержкой. Патент РФ 2274528. В. А. Дурьнин, Т. И. Титова, Э. С. Каган и др. (ООО «ОМЗ-Спецсталь») [11].

Устройство соединения торцов рельсов с большой продольной протяженностью из закаливаемых сталей или сплавов посредством сварки трением, отличающееся тем, что устройство сварки трением имеет регулируемые относительно друг друга зажимные средства для концов рельсов, и эти зажимные средства имеют возможность кругового перемещения вокруг оси с отклонением от оси относительно противоположащего зажимного средства параллельно плоскости поперечного сечения рельсов, а также возможность неподвижного позиционирования соосно с рельсами, причем для перемещения и для сосной установки зажимных средств предусмотрено по одному активно присоединенному, приводному и регулируемому с отклонением от оси вращения эксцентрики. Патент РФ 2274529. Х. Пфайлер (Фоестальпине Шинен ГмбХ) [11].

Способ сварки трением, осуществляемый в температурном интервале сверхпластичности металла одной из заготовок, отличающийся тем, что стадию нагрева при частоте вращения шпинделя машины 1...2,5 с⁻¹ разбивают на предварительный и выравнивающий разогрев, причем предварительный разогрев заканчивают при достижении температуры в зоне стыка 450...550 °C, в зависимости от марки стали и диаметра соединяемых заготовок, на стадии выравнивающего разогрева давление к свариваемым заготовкам прикладывают импульсно от 2 до 5 импульсов для плавного достижения температурного интервала сверхпластичности по всей зоне физического контакта, при этом давление разогрева в паузах составляет 30...60 % давления в импульсе, а продолжительность пауз и импульсов давления нагрева 1...3 с. Патент РФ 2274530. Е. А. Трущенко, С. Ф. Гнюсов, Б. Ф. Советченко, Н. А. Азаров (Томский политехнический университет) [11].

Способ подготовки к сварке изделий с серебряным покрытием, характеризующийся удалением с поверхности сульфидной пленки Ag₂S путем отжига в кислороде при температуре 250...350 °C в течение 15...45 мин и последующим восстановлением серебра из оксида путем отжига в водороде при температуре 350...400 °C в течение 3...10 мин. Патент РФ 2274531. В. В. Зенин, Ю. Е. Сегал, Ю. Л. Фоменко и др. (Ворожнежский ГТУ) [11].

Способ термитной сварки, отличающийся тем, что привариваемый конец первого элемента вводят в сварочную камеру через отверстие в ее стенке и фиксируют в теплоотводящей трубке, выполненной из металла с более высокой, чем у

первого элемента, точкой плавления, при этом теплоотводящую трубку располагают на поверхности второго привариваемого металлического элемента, выполненного из более тугоплавкого материала, чем материал первого элемента, термитную смесь используют в виде сформованного цилиндрического стержня с оболочкой, который устанавливают в центральное отверстие сварочной камеры, а в процессе сварки производят подплавление теплоотводящей трубки с обеспечением закрепления первого элемента внутри нее и приварки ее к поверхности второго элемента. Патент РФ 2274532. А. К. Шкода (ООО «Велд Форс») [11].

Детали, соединенные сварным соединением, при котором сварное соединение первой, второй и третьей деталей выполняют между собой посредством замкнутого сварного шва и из которых одна деталь в начальной и конечной точках сварного шва имеет выемку, служащую для дегазации сварочной ванны со стороны корня. Патент РФ 2274533. Б. Костнер (Эндресс+Хаузер ГмбХ+Ко.Кг, Германия) [11].

Состав электродного покрытия, отличающийся тем, что в него дополнительно введены кварцевый песок, талькомагнезит и сода при следующем соотношении компонентов, мас. %: 49,5...51,0 мрамора; 5,0...5,0 рутила; 4,5...5,5 ферромарганца; 8,0...9,0 ферросилиция; 23,0...25,0 плавикового шпата; 1,5...2,5 кварцевого песка; 3,5...4,5 талькомагнезита; 1,0...1,5 соды. Патент РФ 2274534. С. О. Гордин, Б. М. Лебошкин, В. Н. Шадрин и др. (ОАО «Западно-Сибирский меткомбинат») [11].

Состав порошковой проволоки, отличающийся тем, что магний и рутиловый концентрат введены в шихту в отношении 1:12, а электрокорунд и полево шпат в отношении 1:2 при следующем содержании компонентов, мас. %: 4,8...8,4 рутилового концентрата; 0,8...1,4 полевого шпата; 0,4...0,7 электрокорунда; 0,2...0,5 кремнефтористого натрия; 0,2...0,6 ферросилиция; 1,0...2,7 ферромарганца; 0,4...0,7 магния; 3,0...5,5 железного порошка; остальное стальной оболочки. Патент РФ 2274535. А. А. Аверьянов, В. В. Рыбин, М. Г. Шарапов и др. (ОАО «Череповецкий сталепрокатный завод») [11].

Способ изготовления порошковой проволоки для сварки и наплавки, отличающийся тем, что внутренний слой формируют из алюминиевой ленты, шихта содержит порошки Al, Ni для заполнения пустот в процессе совместного обжатия слоев, при этом в U-образный профиль одновременно с шихтой вводят проволоочные компоненты из Ta, W, Mo, располагая их коаксиально оболочке, при этом толщины слоев оболочки берут в пределах: для никелевого 0,4...0,8 мм, а для алюминиевого 0,076...0,185 мм, для выполнения соотношения $\frac{Ni_{ших} + Ni_{обол.}}{Al_{ших} + Al_{обол.}} = 6,52$, где Ni_{ших}, Ni_{обол.}; Al_{ших}, Al_{обол.} —

массы никеля и алюминия в шихте и в никелевом и алюминиевом слоях порошковой проволоки в массовых процентах. Патент РФ 2274536. С. Н. Цурихин, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак, И. В. Зорин (Волгоградский ГТУ) [11].



По зарубежным журналам*

AUSTRALASIAN WELDING JOURNAL 2005. — Vol. 50, Fourth Quarter (англ. яз.)

Bush A. et al. Поддержка промышленности по производству медицинских приборов и датчиков в Австралии, с. 6–7.

Сварка нитинола с нержавеющей сталью при разработке новейших сенсорных и медицинских приборов, с. 8–9.

Технологии, используемые при разработке новейшей продукции в области медицины, с. 10–11.

Wagner F. Лазерная микросварка с использованием одномодовых волоконных лазеров, с. 14.

Лазерная сварка с числовым управлением, с. 17.

Перспективы Австралии на ярмарке в Эссене, с. 22.

Williams J., Barbaro F. Чувствительность сварных ферритных нержавеющих сталей с 12% Сг к образованию трещин в результате межзеренной коррозии под напряжением, с. 34.

AUSTRALASIAN WELDING JOURNAL 2006. — Vol. 51, First Quarter (англ. яз.)

McMillan G. Здоровье, безопасность и окружающая среда — деятельность МИС, с. 4–6.

Dennis J. Контроль степени воздействия сварочных дымов с помощью модификации процесса, с. 7–10.

Перспективы ручной сварки в XXI веке, с. 10–11.

Аттестация и сертификация, с. 11–16.

Kadefors R. Сварка и эргономика, с. 22–23.

Руководство по технике безопасности при использовании лазеров, с. 27–32.

Sterjovski Z. et al. Исследование по выделению дымов при дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитного газа нелегированной углеродистой стали, с. 34–40.

Francis J. A., Bednarz B., Deam R. T. Сварочные параметры, контролирующие разбавление слоев, наплавленных твердым сплавом, с. 41–48.

*BULETINUL INSTITUTULUI in SUDURA SI INCERCARI de MATERIALE —
BID ISIM (Румыния) 2005. — № 3 (рум. яз.)*

Dilthey U. Новейшие разработки и области применения высокотемпературной дуговой пайки плавящимся электродом в среде инертного газа, с. 2–12.

Bancila R. et al. Общие принципы восстановления стальных мостов, с. 13–30.

*BIULETYN INSTYTUTU SPAWALNICTWA w GLIWICACH (Польша) 2006. —
Roc. 50, № 1 (пол. яз.)*

Lomozik M., Kubiszyn I. Использование моделирования температурных полей в зоне термического влияния стали при сварке и наплавке без предварительного подогрева по отношению к экспериментальным данным, с. 40–48.

Klimpel A. et al. Влияние техники и параметров наплавки GMA сплошной проволокой на качество валиков и долю материала подложки в наплавленном металле, с. 53–58.

* Раздел подготовлен сотрудниками научной библиотеки ИЭС им. Е. О. Патона. Более полно библиография представлена в Сигнальной информации (СИ) «Сварка и родственные технологии», издаваемой в ИЭС и распространяемой по заявкам (заказ по тел. (044) 287-07-77, НТБ ИЭС).



Zadroga L., Papkala H. Рельефная точечная сварка элементов, оцинкованных с помощью металлургических методов, с. 58–61.

Pasek-Siurek H. et al. Влияние заменяющих параметров нагрузки на конфигурацию выходного контура установок для индукционного нагрева, с. 61–67.

*BIULETYN INSTYTUTU SPAWALNICTWA w GLIWICACH (Польша) 2006. —
Рос. 50, № 2 (пол. яз.)*

Klimpel V., Kik T. Технология лазерной наплавки узких валиков сплошной и порошковой проволокой, с. 21–26.

Rozanski M. Модификация свойств поверхности аустенитной стали типа 17-12-2, с. 27–31.

Pasternak I., Czuchryj I. Аспекты оценки качества сварных соединений на основании радиографического контроля, с. 32–36.

Mirski Z., Granat K. Влияние технологических факторов при газовой пайкосварке на качество соединений стальных оцинкованных труб, с. 39–45.

CHINA WELDING (Китай) 2005. — Vol. 14, № 2 (англ. яз.)

Li J. et al. Сварка трением интерметаллидов TiAl с конструкционной сталью с использованием промежуточного слоя из инконеля 718, с. 85–89.

Li E. et al. Исследование и применение устройства управления для импульсно-дуговой сварки, с. 90–94.

Li M. et al. Микроструктура и свойства соединения, выполненного конденсаторной сваркой между сплавом TiNi с памятью формы и нержавеющей сталью, с. 95–100.

Xu W. et al. Микроструктура сварных соединений из высокопрочного сплава 2219, выполненных двумя проволоками, с. 101–104.

Wang Z., Yang Y. Динамичное остаточное напряжение в термических покрытиях, с. 105–108.

Guo Wei et al. Переходное диффузионное соединение между TC4 и QA110-3-1,5, с. 109–112.

Ben H. et al. Исследование возможности применения мостового преобразователя для переключения от нулевого напряжения при небольшой нагрузке, с. 113–116.

Fang C. et al. Влияние параметров формы волны тока при капельном переносе в процессе высокоскоростной сварки плавящимся электродом короткой дугой с контролируемой формой волны, с. 117–120.

Lu X. et al. Влияние параметров формы волны тока при капельном переносе в процессе высокоскоростной сварки плавящимся электродом короткой дугой с контролируемой формой волны, с. 121–124.

Xu Ya., Wei Ya. Сравнение разных моделей термического цикла процесса сварки ТИГ, с. 125–129.

Huang Yo., Fan D. Экспериментальное исследование сварки ТИГ алюминиевых сплавов с использованием активирующих флюсов, с. 130–134.

Liu Ji. et al. Улучшение усталостных характеристик сварных соединений трубопровода из стали X65 с помощью ударной ультразвуковой обработки, с. 135–139.

Zhao Ya. Объемная визуализация текучести материала в процессе, с. 140–144.

Liu Zh. Влияние магнитного поля на микроструктуру и свойства слоя Ni60, напыленного плазмой, с. 145–148.

Zhang B. Исследование местной хрупкой зоны стали 10Ni5CrMoV после двойных термических циклов, с. 149–152.

Luo Yu. Прогнозирование сварочных деформаций в процессе соединения тонколистового материала, с. 153–157.

Chi Q. et al. Исследование процесса приварки шпилек со ступенчатым перемещением дуги, с. 158–162.

JOURNAL of the JAPAN WELDING SOCIETY 2005. — Vol. 74, № 7 (яп. яз.)

Irie H. Образование и обучение практическим навыкам сварки, с. 3–4.

Специальный выпуск

Современное состояние и проблемы строительства и эксплуатации газопроводов.

Takeuchi I. Применение высокопрочных труб для протяженных газопроводов, с. 6–9.

Masuda T., Fukuda N. Расчет прочности газопроводов высокого давления, с. 10–13.

Asahi H. Современные достижения в строительстве трубопроводов для транспортировки природного газа, с. 14–19.

Murayama M. Сварочные технологии для строительства газопроводов, с. 20–24.

Курс лекции по остаточным напряжениям

Saitou N., Morinaka R. Снижение остаточных напряжений внутрикорпусных устройств ядерных реакторов после водоструйной обработки, с. 25–28.

Лекции для практикующих инженеров

Hirata S. Новые машины для дуговой сварки с цифровым управлением, с. 29–33.

Harada S., Ueyama T. Новейшие разработки машин для дуговой сварки с цифровым управлением, с. 34–40.

*JOURNAL of the JAPAN WELDING SOCIETY 2005. —
Vol. 74, № 8 (яп. яз.)*

Matsumura H. Техническое обслуживание атомных электростанций, с. 3–4.

Специальный выпуск. Современное состояние и новые тенденции в технологиях сварки и соединения в автомобиле-, вагономашиностроении

Konishi T. Сварка и соединение кузовов автомобилей, с. 6–9.

Suematsu H. Замена стальных вагонов алюминиевыми и способы соединения алюминиевых сплавов в вагоностроении, с. 10–14.

Tsuzuki T. Технологии соединения в ракетно- и двигателестроении, с. 15–18.

Sano Y. Курс лекций. Применение лазерного наклепа для снижения остаточных напряжений сварных соединений, с. 19–22.

Sato Y. Лекции для практикующих инженеров. Разработка лазерного медицинского оборудования, с. 23–25.

Iwata Y. S. Новинка. Тепловой расчет размещения электронных устройств методом анализа на экстремум и плавление, с. 26–29.



JOURNAL of the JAPAN WELDING SOCIETY 2006. — Vol. 75, № 1 (яп. яз.)

Sasaki K. Газоэлектрическая сварка двумя электродами толстолистовой стали (способ VEGA), с. 4.

Специальный выпуск. Современное состояние и перспективы университетского образования в области сварочной техники (на примере машиностроительного факультета Осацкого университета)

Nishimoto K. История, современное состояние и перспективы университетского образования в области сварочной техники (на примере машиностроительного факультета Осацкого университета), с. 6–12.

Ikeuchi K. Обучение сварочным наукам в Исследовательском институте сварки и соединения при Осацком университете, с. 13–16.

Kokawa H. История изменения учебных программ на машиностроительном факультете университета Тохоку, с. 17–20.

Manabe Y. Получение образования в области сварочного производства и технологий в Национальном технологическом колледже Окинавы, с. 21–26.

Irie H. Образование и повышение квалификации в Японском колледже сварки и сварных конструкций, с. 27–29.

Kaneko H. Образование и повышение квалификации в области сварки и родственных технологий в высших технических школах, с. 30–32.

Lippold J. Уровень образования в области сварочной техники в государственном университете Огайо, с. 33–35.

Dilthey U. Современное состояние и перспективы сварочного образования, с. 36–37.

Cerjak H. Уровень образования в области сварочной техники в Технологическом университете в Граце, с. 38–39.

Feng J. История и статус инженерного образования в Харбинском технологическом институте, с. 40–44.

Hirose A. Летний колледж сварочной техники при Осацком университете, с. 45–47.

Tsukamoto S., Yasuda K. Сварочный семинар в отделении Тобу Японского сварочного общества, с. 48–49.

Hirata Yo. Альтернативный курс МИС для сварочного персонала в Японии, с. 50–80.

Hattori S. Предложения по обмену сварочными технологиями, с. 81–82.

Kasuya T. et al. Некоторые соображения по поводу требований к университетам и студентам, с. 83–89.

Ohnawa T. Сварка — это интересно, с. 90–92.

PRACTICAL WELDING TODAY (США) 2005. — Vol. 9, № 6 (англ. яз.)

Роботизированная сварка, с. 14–17.

Применение плоской проволоки при дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитного газа, с. 18–19.

Качественная резка ленточной пилой позволяет сократить время переделки и количество отходов металла, с. 20–21.

Модульный подход к росту производительности у изготовителей автомобильных деталей, с. 22–23.

PRAKTIKER (Германия) 2005. — № 12 (нем. яз.)

Tatter U. Автогенная резка или автогенная разделка. Выбор правильной комбинации сопел, с. 350–352.

Schuster J. Скандал вокруг недопустимых случаев со сварными швами на нержавеющей стали в пищевой промышленности, с. 354–360.

16-я Международная сварочная выставка в Эссене — состояние сварочной техники и тенденции развития.

Queren-Lieth W. et al. Конференция «Сварка и резка» в Эссене 2005 г. (ч. 1), с. 363–373.

PRAKTIKER (Германия) 2006. — № 1 (нем. яз.)

Клещи для контактной точечной сварки, с. 2.

Rusch H.-J. Практические вопросы контактной сварки в мастерских, изготавливающих кузова, с. 4–9.

Sitte G. Контактная точечная пайка и контактное точечное склеивание — возможность выполнения соединений внахлестку на видимых поверхностях, с. 10–12.

Blaurock H., Blaurock R. Применение образцового сварочного справочника, созданного в соответствии с DIN EN 729-2 «работа с нержавеющей сталью», ч. 1, с. 14–15.

Jerzembek J. et al. Конференция по сварке в Эссене в 2005 г., ч. 2, с. 18–30.

PRZEGLAD SPAWALNICTWA (Польша) 2006. — № 1 (пол. яз.)

Weglowski M., Kolasa A., Cegielski M. Оценка стабильности процесса ручной дуговой сварки покрытыми электродами, с. 4–8.

Radek N., Kaminski J. Свойства композитных покрытий, наносимых электроискровой обработкой, переплавляемых лазером, с. 9–10, 16–17.

Lata T. Цифровой анализ развития ламеральных трещин в ферритно-перлитной структуре с неметаллическими включениями, с. 18–22.

QUARTERLY JOURNAL of the JAPAN WELDING SOCIETY (Япония) 2005. — Vol. 23, № 4 (November) (яп. яз.)

Ueyama T. Возникновение интерференции и обрыва дуги при импульсной сварке плавящимся электродом последовательными дугами в среде защитного газа, с. 515–525.

Ueyama T. et al. Решение проблемы обрыва дуги и контроля постоянной длины дуги при импульсной сварке пла-



вляющимся электродом последовательными дугами в среде защитного газа, с. 526–535.

Okagaito T. et al. Влияние содержания серы на температурное поле сварочной ванны, с. 536–540.

Uchihara M., Fukui K. Формуемость сварных заготовок специального раскроя с использованием высокопрочных стальных листов, с. 541–548.

Uchihara M., Fukui K. et al. Технические характеристики сварных заготовок специального раскроя с использованием высокопрочных стальных листов для практического применения, с. 549–557.

Mikami Y. et al. Численное моделирование распределения твердости в сварных швах, выполненных дуговой сваркой плавящимся электродом в среде защитного газа с очень узким зазором, с. 558–563.

Mikami Yo. Оценка распределения фракции микроструктуры и твердости термическим циклом, с. 564–570.

Fukumoto Sh. et al. Контроль тепловложения и деформации при контактной микросварке тонкой никелевой проволоки, с. 571–576.

Kimura M. et al. Влияние времени трения и давления на предел прочности при растяжении сварного соединения из

средней высокоуглеродистой стали, выполненного методом сварки трением с низкой погонной энергией, с. 577–586.

Song W. Высокотемпературная пайка сплава инконель 600 диодным лазером с использованием высокопрочных припоев из благородных металлов, с. 587–594.

Song W. et al. Теоретический анализ явления эрозии при лазерной высокотемпературной пайке, с. 595–602.

Watanabe T. et al. Исследование поверхности раздела сварного соединения в твердом состоянии между сталью и сплавом алюминия с помощью вращающегося штыря, с. 603–607.

Fukumoto M. Нанесение покрытия из нитрида алюминия на металлическую подложку с помощью реакционного напыления ВЧ плазмой, с. 608–612.

Адгезия биопленок и коррозия под воздействием микробов сварных швов на SUS304, подверженных воздействию воды плотин, с. 613–621.

Yamamoto N. et al. Влияние слоя интерметаллического соединения на прочность сцепления поверхности контакта при сварке трением промышленно чистого титана с низкоуглеродистой сталью, с. 622–627.

ПЕРЕВОДЫ

Использование линий велера для описания механики разрушения сварных образцов из алюминия // Пер. ст. из журн. «Schweissen & Schneiden». — 1998. — Vol. 40, № 8.

Использование фаззи-логики для планирования сварки на базе знаний // Пер.ст. Краузе Ф.-Л., Дрезер Ш., Бауманн Р. из журн. «Schweissen & Schneiden». — 1999. — Vol. 41, № 6. — S. 329–335.

Испытания на вибрационную прочность стыков наложенных один на другой поясных листов // Пер. ст. Гофманн Е., Оливер Р. из журн. «Stahlbau». — 1997. — № 9. — S. 263–266.

Исследование пригодности пьезоэлектрических исполнительных механизмов (приводов) в качестве дополнительных исполнительных элементов при контактной сварке // Пер. ст. Грайтманн М., Фольц О. из журн. «Schweissen & Schneiden». — 2001. — Vol. 53, № 1. — S. 10–19.

Источник сварочного тока с компьютерным управлением, обеспечивающим высокие динамические свойства и синхронное управление по первичному и вторичному контуру // Пер.ст. Меке Г. и др. из журн. «Schweissen & Schneiden». — 1998. — Vol. 40, № 4. — S. 224–228.

К вопросу о металлургии сварки мягкомартенситных сталей для нефте- и газопроводов // Пер. ст. Пертенедер Г. и др. из журн. «Schweiss- & Pruftechnik». — 1998. — № 4.

Количественный способ для измерения колебаний и для неразрушающего контроля // Пер. ст. Мэкель П. из журн. «Lasermesstechnik». — 2004. — № 2. — S. 49–54.

Концепция долговечности современных газовых турбин // Пер. ст. Концельманна Р. из журн. «Allianz Report». — 1999. — № 2.

Лазерная революция в судостроении. Лазерная сварка и резка на верфи Блом // Пер. ст. — нет ссылки на источник.

Лазерная сварка с циркуляцией защитного газа // Пер. ст. Ёкоя С., Тагаки С. и др. из журн. «Quarterly J. of the Jap. Welding Society». — 2001. — Vol. 19, № 1. — P. 37–43.

Адаптивное управление обратным валиком при сварке в V-образную разделку без сварочной подкладки // Пер. ст. Ямане С., Ямамото Х. и др. из журн. «Science & Technology of Weld. & Joining». — 2004. — Vol. 9, № 12.

Виртуальная сварка — это уже не утопия // Пер.ст. из журн. «Schweiss- & Pruftechnik». — 1998. — № 6.

Влияние вида модуляции источника тока на результат сварки // Пер. ст. Маттес К., Куш М. из журн. «Praktiker». — 2000. — Vol. 52, № 10.

Лазерная наплавка на неизвестные геометрические формы. Применение интегрированной системы получения информации о контуре для определения поверхности наплавки // Пер. ст. Петерс Т. из журн. «Technika». — 2003. — № 17. — S. 54–58.

Лазерная резка Ч. 2. Варианты лазерной резки // Пер. ст. Ваншен В. из журн. «Schweiss- & Prueftechnik». — 2002. — № 2. — S. 18–21.

Лазерная сварка с очисткой. Цель: Экономия одного этапа обработки // Пер. ст. И. фон Берен, Зеефельд Т. и др. из журн. «Praktiker». — 2004. — Vol. 56, № 4. — S. 118–120.

Лазерные технологии XXI века // Пер. ст. Ясида К. из журн. «Quarterly J. of the Jap. Welding Society». — 2001. — Vol. 19, № 1. — P. 223–228.

Магнитные поля вокруг установок для контактной сварки // Пер. ст. Мэке Г., Деббелин Р. из журн. «Schweissen & Schneiden». — 2003. — Vol. 55, № 10. — S. 550–558.

Материалы и способы осуществления сварки МИГ алюминия // Пер. ст. Татибана Т. из журн. «J. of the Jap. Welding Society». — 2001. — Vol. 70, № 3. — P. 45–49.

Машина для сварки МИГ алюминия и его сплавов // Пер. ст. Уэяма Т. из журн. «J. of the Jap. Welding Society». — 2001. — Vol. 70, № 3. — P. 39–44.

Металл богов делает предметы легче // Пер. ст. Вебер Л. из журн. «Thyssen Krupp Magazine». — 2004. — № 8.

Механизм образования различных дефектов при лазерной сварке и способы их предупреждения // Пер. ст. Катаяма С. из журн. «Quarterly J. of the Jap. Welding Society». — 2001. — Vol. 19, № 1. — S. 213–218.

Миниатюрные радарные датчики в сварочной технике — основы и состояние техники // Пер. ст. Маттес К.-Ю., Колер Т. из журн. «Schweissen & Schneiden». — 2000. — Vol. 52, № 10. — P. 604–609.

Способ электрической дуговой сварки и резки // Пер. ст. Г. Гнаука, Г. Бекер и др. — Патент 69414.

Способы пайки бессвинцовыми припоями, обеспечивающие надежность соединений // Пер. ст. Кария Ё., Оцука М. из журн. «J. of the Jap. Welding Society». — 2000. — Vol. 69, № 2. — P. 14–18.

ОБЪЕДИНЕННАЯ 3-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ» И 16-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «КОМПЬЮТЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ПРОМЫШЛЕННОСТИ»

С 6 по 8 июня 2006 г. в Киеве, в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ проходила объединенная 3-я Международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» и 16-я Международная конференция «Компьютерные технологии в сварке и промышленности», посвященная вопросам математического моделирования физических процессов, протекающих при сварке и родственных процессах, а также вопросам практического использования компьютерных технологий в сварочном производстве.

Организаторами конференции выступили: Национальная академия наук Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Британский институт сварки, Международная ассоциация «Сварка».

Конференция была проведена при финансовой поддержке Национальной академии наук Украины, Института электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Международной ассоциации «Сварка» и МО «Интерм».

В работе конференции приняли участие около 100 специалистов из Австралии, Белоруссии, Великобритании, Германии, Дании, Израиля, Кореи, Нидерландов, Польши, России, Украины, Швеции. Конференция была организована в виде пленарных и стендовых сессий, рабочие языки русский и английский.

На конференции было представлено 6 пленарных докладов, посвященных наиболее актуальным проблемам современных сварочных технологий. Это такие доклады, как «Современные проблемы математического моделирования в сварке и родственных технологиях» (В. И. Махненко, ИЭС им. Е. О. Патона), «Модель дистанционного обучения инженеров-сварщиков и опыт ее применения» (Д. Норриш, Университет Воллонгонга, Австралия), «Программируемые технологии

адаптивной сварки» (В. Д. Горбач, Р. Ф. Поникаровский, Н. А. Стешенкова, ЦНИИТС, Россия), «Системы технического зрения для контроля процессов дуговой сварки» (Б. М. Абдула, Дж. С. Смит, В. Лукас, Университет Ливерпуля, Великобритания), «Прогнозирование микроструктуры и механических свойств металла шва с учетом реальной геометрии» (В. А. Кархин, П. Н. Хомич, В. Михайлов, Санкт-Петербургский государственный университет, Россия, Технический университет Коттбуса, Германия), «Математическое компьютерное моделирование и оптимизация сварных соединений при сварке соединительных элементов газопроводов из толстостенного металла» (Б. М. Березовского, А. В. Пуйко, О. В. Пильняка, Южно-Уральский государственный университет, Россия). Были представлены доклады, посвященные разработке физико-математических моделей и компьютерному моделированию процессов взаимодействия концентрированных источников энергии с различными материалами при электронно-лучевой, лазерной и А-ТИГ сварке. Здесь следует выделить два направления исследований. С одной стороны, это теоретические исследования, математическое описание и численный анализ отдельных физических процессов, протекающих при указанных способах сварки



(примером такого подхода является доклад специалистов ИЭС им. Е. О. Патона, посвященный разработке модели процессов испарения металла и конденсации металлического пара в условиях сварки и обработки высококонцентрированными источниками энергии). С другой стороны, это разработка полных математических моделей процессов лазерной и гибридной сварки (Институт теоретической и прикладной механики Сибирского отделения РАН, а также ЦНИИРТК, С.-Петербург), электронно-лучевой сварки (Тулский госуниверситет) и А-ТИГ сварки (ИЭС). Кроме того, работы по созданию полных математических моделей процессов дуговой сварки, программного обеспечения для их компьютерной реализации успешно ведутся в ИСФ (Аахен, Германия). Их результаты были изложены в виде двух докладов специалистов ИСФ, посвященных моделированию процессов сварки плавящимся электродом. На сессии стендовых докладов было представлено 25 сообщений.

УДК 621.791:061.21.4

МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-МЕТОДИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ СВАРКИ И РОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ, СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПОДГОТОВКИ КАДРОВ»

11–14 сентября 2006 г. в Приазовском государственном техническом университете (г. Мариуполь) проходила 2-я Международная научно-методическая конференция «Современные проблемы сварки и родственных технологий, совершенствование подготовки кадров», организованная Приазовским государственным техническим университетом (ПГТУ), Обществом сварщиков Украины и Украинским информационным центром «Наука, техника, технология». Конференция была посвящена 60-летию кафедры оборудования и технологии сварочного производства, а также 35-летию сварочного факультета ПГТУ. В работе конференции приняли участие специалисты по сварке и родственным технологиям промышленных предприятий, научно-исследовательских организаций и учебных заведений из Запорожья, Краматорска, Луганска, Николаева, Павлограда (Днепропетровской области), Киева, Омска и Норильска (Россия), Мариуполя.

Открыл конференцию и приветствовал ее участников ректор ПГТУ, д-р техн. наук, проф., заслуженный деятель науки и техники Украины В. С. Волошин, который рассказал о задачах в области образования и науки в условиях вхождения ПГТУ в Болонский процесс. С приветствием к участникам конференции обратился главный инженер ОАО «Азовмаш», директор «ГСКТИ», д-р техн. наук, проф. А. Д. Чепурной. В его выступлении было выс-

казано много пожеланий и напутствий присутствовавшим в зале студентам сварочного факультета. Он рассказал о том, как важны знания, получаемые в стенах ПГТУ, для дальнейшей их деятельности на предприятиях и уверил, что лучшие из студентов-выпускников будут трудоустроены на ОАО «Азов-

маш». Тезисы докладов вместе с программой конференции были опубликованы к началу ее работы. Сборник трудов конференции на английском языке будет издан до конца текущего года. Данный сборник, а также сборники трудов Первой (2002 г.) и Второй (2004 г.) международных конференций «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка».

А. Т. Зельниченко, канд. физ.-мат. наук
И. Ю. Романова, канд. техн. наук



Президиум пленарного заседания (слева направо): декан сварочного факультета М. В. Верескун, проректор по учебно-воспитательной работе А. П. Чейлях, гл. инж. ОАО «Азовмаш» А. Д. Чепурной, ректор В. С. Волошин, заведующий кафедрой оборудования и технологии сварочного производства В. А. Роянов, проректор по научной работе С. С. Самотугин

казано много пожеланий и напутствий присутствовавшим в зале студентам сварочного факультета. Он рассказал о том, как важны знания, получаемые в стенах ПГТУ, для дальнейшей их деятельности на предприятиях и уверил, что лучшие из студентов-выпускников будут трудоустроены на ОАО «Азов-

маш». На пленарном заседании академик АНВШ Украины, зав. кафедрой оборудования и технологии сварочного производства В. А. Роянов рассказал о достижениях сотрудников за 60 лет существования кафедры, а декан сварочного факультета, доц. М. В. Верескун — об истории факультета, его структуре и многоуровневой системе подготовки кадров на сварочном факультете. На пленарном заседании были заслушаны доклады д-ра техн. наук, проф. А. Д. Размышляева (ПГТУ), канд. техн. наук, доц. Ю. В. Белоусова (ПГТУ), а также главного сварщика ОАО «Азовсталь» П. В. Халангота, который рассказал о новых технологиях, используемых при сварке, наплавке и напылении деталей металлургического оборудования на предприятии.

13 сентября работа четырех секций конференции проходила не в стенах ПГТУ, а на живописном побережье Азовского моря в пансионате ПГТУ «Олимп» (с. Юрьевка). На заседаниях секций было представлено 60 докладов. Следует отметить, что к началу конференции вышел сборник докладов.

В секции «Повышение качества и эффективность процессов сварки и родственных технологий» значительный интерес вызвал доклад д-ра техн. наук, проф. И. В. Пентегова, инж. А. В. Лавренюка (ИЭС им. Е. О. Патона) о современных методах оценки технологических свойств сварочных источников питания дуги. Интерес вызвал также доклад инж. А. Е. Наривского (г. Павлоград) о влиянии структуры нержавеющей стали AISI 304 на питтинговую коррозию в хлорсодержащих средах. Большой интерес у слушателей вызвала информация д-ра техн. наук, проф. Г. К. Харченко о новых разработках подраз-

деления, которым он руководит в ИЭС им. Е. О. Патона, и особенно информация (совместно с канд. техн. наук В. М. Кислицыным, ИЭС им. Е. О. Патона) о новых разработках в области нанотехнологий. Интерес слушателей вызвали доклады д-ра техн. наук, проф. Л. С. Малинова (ПГТУ) о ресурсосбережении за счет внедрения экономнолегированных сплавов с метастабильным аустенитом.

В секции «Проблемы совершенствования подготовки кадров в современных условиях многоуровневой системы высшего образования» из представленных докладов наибольший интерес у участников конференции вызвал доклад канд. техн. наук, доц. И. А. Ковалевского о тестировании на компьютере как эффективном способе оценки знаний студентов.

На заседаниях секций проходило живое обсуждение докладов. При этом устанавливались деловые контакты между учеными и работниками производства, которые рассказывали о проблемах сварки и наплавки, напылении деталей и конструкций.

Участники конференции отметили высокий уровень организации и проведения работы конференции.

На конференции приняты решения, которые послужат дальнейшему развитию сварочной науки и техники, повышению качества подготовки специалистов в вузах Украины и СНГ. Предлагается через каждые пять лет проводить в ПГТУ подобные международные конференции.

В. А. Роянов, д-р техн. наук
А. Д. Размышляев, д-р техн. наук

УДК 621.791:061.21.4

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ВОЗОБНОВЛЯЕМАЯ ЭНЕРГЕТИКА XXI столетия»

11–15 сентября 2006 г. в пгт Николаевка (АР Крым) состоялась VII Международная научно-практическая конференция «Возобновляемая энергетика XXI столетия». Организаторами конференции выступили Национальная академия наук Украины, Минпромполитики Украины, Минтопэнерго Украины, Институт возобновляемой энергетики и некоторые другие организации.

В работе конференции приняли участие более 100 человек из научных и производственных организаций Украины, России, Германии. На ней было заслушано около 90 докладов и сообщений по следующим основным направлениям: общие проблемы возобновляемой энергетики, ветроэнергетика, солнечная энергетика, гидроэнергетика, биоэнергетика, системы аккумулирования возобновляемой энергии.



Наибольшее количество докладов и сообщений было посвящено ветровой и солнечной энергетике.

На конференции было отмечено, что многие страны мира уже сейчас активно развивают возобновляемую энергетику. В частности, Германия, США, Испания, Дания, Япония планируют в первой половине XXI века увеличение доли возобновляемых источников энергии в общем энергобалансе до 20...50 %. Европейское содружество предусматривает до 2010 г. удвоение доли возобновляемых источников энергии в общем энергоснабжении. Общее энергопотребление за счет возобновляемых источников в мире сегодня составляет около 14 %, при этом в Украине — около 3 % (в основном за счет

большой гидроэнергетики). В Украине имеются достаточно обоснованные предпосылки для масштабного освоения возобновляемых источников энергии — ее технически достижимый энергетический потенциал возобновляемых источников энергии составляет около 79 млн т.

В процессе работы участники конференции обменялись опытом и обсудили проблемы, которые тормозят дальнейшее развитие использования возобновляемых источников энергии в Украине. Была отмечена также важность развития возобновляемой энергетики при решении проблем экологии страны.

В. В. Волков, канд. техн. наук

УДК 621.791:061.21.4

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ»

С 17 по 22 сентября 2006 г. в пгт Парковое (Крым) в туристическо-оздоровительном комплексе «Жуковка» состоялась Четвертая международная конференция «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизация изделий». Организаторы конференции: Национальная академия наук Украины, Российская академия наук, Национальная академия наук Беларуси, Украинское материаловедческое общество, Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ, Институт высоких температур РАН, Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана (Россия), Институт тепломассообмена им. А. В. Лыкова НАНБ (Беларусь), Государственное конструкторское бюро «Южное» (Украина), ООО «ИНТЕМ» (Украина).

В работе конференции приняло участие более 200 ученых и специалистов из Украины, России, Беларуси, Казахстана, Латвии, Литвы, Грузии, Эстонии, Австрии, Венгрии, Великобритании, Германии, Польши, США, Франции, Чехии, Израиля, Японии и др., представляющих такие ведущие центры в области материаловедения и применения новых материалов в технике, как: Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ, Киев, Украина; Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, Украина; Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАНУ, Киев, Украина; Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАНУ, Киев, Украина; Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАНУ, Донецк, Украина; Государственное конструкторское бюро «Южное», Днепропетровск, Украина; ГП ПО «Южный машиностроительный завод» им. А. М. Макарова, Днепропетровск, Украина; Московский государственный

технический университет им. Н. Э. Баумана, Москва, Россия; Научно-производственное объединение «Молния», Москва, Россия; Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва, Россия; ОАО «Композит», Королев, Россия; Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, Россия; Федеральный научно-производственный центр ОАО «Раменское приборостроительное конструкторское бюро», Раменское, Россия; Институт порошковой металлургии НАНБ, Минск, Беларусь; Институт тепло- и массообмена им. А. В. Лыкова НАНБ, Минск, Беларусь и многие другие организации стран СНГ и зарубежья.

Работа конференции была организована в виде сессий пленарных и стендовых докладов в 6 тематических секциях:

Секция А. Принципы конструирования материалов и покрытий для работы в экстремальных условиях;

Секция В. Научные основы и компьютерное моделирование процессов получения материалов и покрытий, работающих в экстремальных условиях;

Секция С. Перспективные технологии получения и соединения материалов и изделий, работающих в экстремальных условиях;

Секция Д. Структура и свойства материалов и покрытий для работы в экстремальных условиях;

Секция Е. Экспериментальные результаты использования материалов и покрытий в натурных экстремальных условиях;

Секция Ф. Возможности и современные технологии переработки промышленных отходов с целью получения конструкционных, теплоизоляционных, облицовочных и других материалов.



В перечисленных секциях конференции было представлено около 300 докладов по широкому кругу современных направлений исследования и создания новых материалов и покрытий, работающих в экстремальных условиях. Рассмотрены вопросы от работы конструкционных материалов в условиях авиакосмического применения до переработки твердых бытовых отходов и получения конструкционных порошковых материалов из отходов промышленности.

Большой интерес у участников конференции вызвал доклад П. С. Смертенко, представителя украинской EUREKA. Цель программы — создание и обеспечение условий для эффективного международного инновационного сотрудничества, содействие в установлении контактов в среде научных исследований и опытно-конструкторских разработок, имеющих конечной целью коммерциализацию полученных результатов, поиск партнеров в странах-членах программы.

Для сотрудников, работающих в области создания конструкций и разработки технологии их изготовления, особый интерес представили доклады секций С и D. Среди них сообщение А. В. Люшинского из «Раменского приборостроительного конструкторского бюро» (Россия) **«Получение ультрадисперсных порошков металлов и их применение при диффузионной сварке разнородных материалов в авиаприборостроении»**, в которой изучены особенности получения ультрадисперсных порошков (УДП) металлов и их смесей термическим разложением формиатов и оксалатов этих металлов и применения их при диффузионной сварке разнородных материалов.

В докладе В. П. Маслова (Институт физики полупроводников им. В. Е. Лашкарева НАН Украины), **«Наносоединение — новый тип бесклевого соединения прецизионных деталей для работы в экстремальных условиях»** представлена разработанная технология бесклевого соединения полированных деталей из стеклокерамики с практически нулевым коэффициентом температурного расширения. Соединение осуществлялось при температурах 300...400 °С с использованием предварительно нанесенных на соединяемые поверхности вакуумных покрытий алюминия (или покрытий из нескольких слоев различных материалов) толщиной порядка 100 нм. Для стеклокерамики оптимальным явилось нанесение двух слоев (титана и алюминия), которые образуют высокопрочный алюминид титана. Соединенные таким способом детали обладали свойствами монолитных материалов и выдерживают экстремальные условия воздействия: криогенные температуры — жидкий азот; повышенные температуры: 400 и 900 °С; лазерное излучение, механический удар до 300 г.

В докладе В. К. Сабокаря, Л. С. Киреева, С. В. Ахонина (Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ) **«Сварные конструкции из разнородных**

металлов для работы в экстремальных условиях» представлены цельносварные конструкции из разнородных металлов: титаномедного катода для электролитического осаждения меди из сернокислотного электролита и теплоэлектронагреватели с титановой оболочкой для подогрева морской воды в опреснительных установках, созданные с помощью биметаллических переходников, полученных способом прессовой сварки в вакууме.

В докладе А. А. Рудакова, Л. Ф. Суходуба (Институт прикладной физики НАН Украины, г. Сумы) **«Получение покрытий на основе кальций-фосфатных фаз на титановых субстратах методом термодепозиции»** рассматривается проблема защиты организма от продуктов растворения имплантата. Для ее решения используются покрытия на основе гидроксиапатита, которые быстро проникают в костную ткань и экранируют поверхность имплантата от химического воздействия среды организма.

В докладе С. А. Крохмаль, Т. Н. Зуевой, Б. М. Широкова, И. Г. Водопьяновой (Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», г. Харьков) **«Повышение коррозионной стойкости сварных швов»** в качестве защитного покрытия от питтинговой коррозии для сварного шва из стали 20 с 08X18N10T, различающихся по составу, предлагается использовать пиролитические карбидохромовые покрытия, получаемые при пиролизе хромоорганической жидкости «Бархос» (ТУ-1149-78) в диапазоне температур 400...550 °С, которые отличаются хорошей адгезией к большинству материалов.

Вопросам исследования свойств газотермических покрытий были посвящены доклады В. Ф. Горбана (Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ) **«Взаимосвязь структуры и свойств металлов и покрытий с износостойкостью»**, Ю. С. Борисова, Е. А. Астахова, Г. С. Каплиной и др. (Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ) **«Исследование влияния структуры Fe–В покрытия на механические свойства»**, Е. А. Астахова, Г. С. Каплиной, А. П. Мурашова, В. Ф. Гольника, З. Г. Ипатовой, А. И. Кильдий (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ) **«Влияние структурного состояния Fe–В покрытия на их стойкость к коррозии и износу»**, а также А. М. Смыслова, К. С. Селиванова (Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия) **«Упрочнение рабочих лопаток паровых турбин комплексным ионно-имплантационным и вакуумно-плазменным модифицированием поверхности»**, в котором для защиты стальных деталей (ЭИ961, 20X13, 15X11МФ) и деталей из титановых сплавов (BT6, TC5), работающих в условиях высоких температур, давлений, агрессивных сред, эрозионного износа и фреттинг-



коррозии предлагается технология комбинированной ионной имплантации азота с последующим нанесением многослойного высокотвердого композиционного покрытия системы Ti-TiN.

Вопросам получения качественных паяных соединений были посвящены доклады:

1) Ю. В. Найдича, И. И. Габа, Б. Д. Костюка, Д. И. Курковой, Т. В. Стецюк (Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ) **«Прочность паяных соединений керамических материалов, полученных с помощью промежуточных нанопленок металлов»**, в котором применение металлических нанопленок, нанесенных на неметаллы, считается перспективным для получения прочных соединений этих материалов. Предлагается на полированные поверхности наносить металлические покрытия Ti, Ni, Cr, Nb толщиной от 20 до 200 нм методами электроннолучевого напыления и магнетронного распыления. Последующее соединение, полученное сваркой давлением при температуре 750...800°C, при испытаниях разрушается по керамике;

2) В. С. Журавлева, А. Ю. Коваля (Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ) **«Применение пористой титановой фольги для активирования припоев при пайке неметаллических материалов»**, в котором предложен способ пайки, включающий размещение в паяльном зазоре двух фольг: из неактивной основы припоя, например, Cu-Sn, Ag-Cu-In, и пористой титановой фольги, обеспечивающий введение в основу припоя небольшого содержания титана (до 10 %).

Организаторы конференции планируют отобранные научно-редакционным комитетом доклады опубликовать в журналах «Порошковая металлургия» (г. Киев), «Инженерно-физическом журнале» (г. Минск), «Техника машиностроения» (г. Москва), «Деформация и разрушение материалов» (г. Москва).

Следующая, Пятая международная конференция «Материалы и покрытия в экстремальных условиях» состоится в 2008 г. (дата и место проведения будут объявлены дополнительно).

В. К. Сабокар, канд. техн. наук

В. А. КОВТУНЕНКО — 75



В ноябре исполнилось 75 лет Виктору Алексеевичу Ковтуненко, известному специалисту в области конструктивно-технологической прочности сварных конструкций, кандидату технических наук, старшему научному сотруднику, лауреату Государственной премии УССР, заведующему лабораторией ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ.

После окончания Киевского политехнического института В. А. Ковтуненко с 1956 г. работает в ИЭС им. Е. О. Патона, сочетая научную деятельность с практической инженерной, связанной с внедрением прогрессивных технологий сварки в строительстве.

Комплексное проведение исследований конструктивной прочности и решение технологических вопросов позволяют В. А. Ковтуненко ускорить внедрение разработок в реальных объектах строительства и машиностроения.

Результаты научно-исследовательских работ нашли применение при строительстве многих уникальных инженерных сооружений: телевышки в Санкт-

Петербурге и Киеве, глубоководных стационарных оснований для разведки и добычи нефти и газа в акваториях Черного, Каспийского и Балтийского морей, крупногабаритных многослойных рулонированных сосудов высокого давления, металлических мостов в Каменец-Подольске, Днепропетровске, Одессе, Киеве, резервуара для хранения нефти объемом 75000 м³, доменных печей в Кривом Роге, Енакиеве и Мариуполе.

В 1994 г. В. А. Ковтуненко избран членом-корреспондентом Академии строительства Украины, является действительным членом секции инженерных сооружений Транспортной академии.

В настоящее время под руководством В. А. Ковтуненко выполняется большой объем работ по разработке и применению новых прогрессивных технологий сварки при строительстве Подольского мостового перехода, железнодорожно-автомобильного моста через р. Днепр на участке Киев-Московский – Дарница, моста в г. Запорожье.

В 2004 г. В. А. Ковтуненко награжден орденом «За заслуги» III степени. Он является автором и соавтором 70 научных работ, 14 авторских свидетельств на изобретения.

О. Х. ФАТКУЛЛИНУ — 70



Исполнилось 70 лет заслуженному деятелю науки, РФ Олегу Хикметовичу Фаткуллину, доктору технических наук, профессору, заведующему кафедрой, лауреату Государственной премии СССР, премии Правительства РФ, премии РАН им. Акад. А. А. Бочвара.

Родился О. Х. Фаткуллин в 1936 г. в Башкирии. Закончил Московский институт стали и сплавов (МИСИС) по специальности инженер-металлург. В течение 1958–1961 гг. работал мастером Электростальского завода тяжелого машиностроения. После окончания аспирантуры (1965) был направлен на работу в ВИЛС. Здесь прошел путь от ведущего инженера до заместителя генерального директора по науке. С 2005 г. О. Х. Фаткуллин работает заместителем директора по науке технического центра ОАО «Русполимет» и по совместительству заведует кафедрой Московского авиационного института (МАИ).

О. Х. Фаткуллин — известный специалист в области конструкционных материалов (жаропрочных сплавов на основе никеля и сталей), технологических процессов выплавки и порошковой металлургии изготовления из них полуфабрикатов и изделий. Он является создателем нового научного направления и школы по высокоскоростной кристаллизации и получению дисперсных структур, оптимизации строения и механических свойств сложнолегирован-

ных никелевых сплавов за счет применения методов гранулирования и модифицирования в сочетании с рациональным легированием и термомеханической обработкой. Под руководством О. Х. Фаткуллина были разработаны новые дисковые гранулируемые порошковые сплавы (ЭП741НП, ЭП962П, ЭП975П, ЭП962НП и др.), имеющие наилучшие физико-механические характеристики, серийный выпуск изделий из которых нашел широкое применение в газотурбинных двигателях пассажирских и военных самолетов новых поколений (ИЛ-96, ИЛ-76, ИЛ-114, ТУ-204, МИГ-29, МИГ-31 и др.), в ракетных системах, в энергетике, в нефтегазовой промышленности.

О. Х. Фаткуллин разработал ряд новых технологических процессов плавки, успешно внедренных в производство. Это и внепечное вакуумирование шарикоподшипниковых сталей и получение слитков жаропрочных сплавов малого диаметра в вакуумных индукционных печах большой емкости для дальнейшего их распыления на гранулы, электронно-лучевая выплавка слитков из жаропрочных сплавов для последующей деформации (совместно с ИЭС им. Е. О. Патона), вакуумно-дуговой двухэлектродный переплав и др.

О. Х. Фаткуллин — автор более 350 научных трудов, 12 монографий, более 60 патентов и изобретений.

О. Х. Фаткуллин занимался большой педагогической и научно-организационной работой в качестве заведующего кафедрой материаловедения МАИ, члена специализированных советов ИМЕТ, МАИ и ВИЛС, Научного Совета по проблеме «Порошковая металлургия», редколлегий журналов «Сталь», «Порошковая металлургия», «Технология легких сплавов», «Проблемы специальной электрометаллургии», «Реферативного журнала». Им подготовлена большая группа кандидатов и докторов наук.

О. Х. Фаткуллин — действительный член Инженерной академии РФ, Академии технологических наук РФ и других общественных академий.

Сердечно поздравляем юбиляров и от всей души желаем им крепкого здоровья, жизненной энергии, больших творческих свершений, благополучия.

Институт электросварки им. Е. О. Патона
Международная ассоциация «Сварка»
Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

С 1992 г. на рынке сварочного оборудования Украины



предприятие
«Триада-Сварка»
г. Запорожье

- Электрогазосварочное оборудование
- Горелки к полуавтоматам
- Электрододержатели
- Пусконаладочные работы
- Ремонт сварочного оборудования, в том числе сложного
- Технологическое обеспечение сварочных процессов
- Автоматизированные сварочные линии и комплексы



т/ф (0612) 331058, 343623

(061) 2200079, 2132269 e-mail: weld@triada.zp.ua

Электромашино-
строительный завод
«ФИРМА СЭЛМА»



**ПРОИЗВОДСТВО
ЭЛЕКТРОСВАРОЧНОГО
ОБОРУДОВАНИЯ**



60 лет
в мире сварки



95000, г. Симферополь, Украина
ул. Генерала Васильева, 32А
Тел.: (0652) 48-65-37, 48-18-62
E-mail: sales@selma.crimea.ua

www.selma.ua

маски	катоды	флюсы	горелки	редуктора	проволоки	электроды	выпрямители	плазматроны
клеммы массы	трансформаторы	сварочные трактора	керамические сопла	держатели электрода	сварочные полуавтоматы	установки для автоматизированной плазменной резки	оборудование для газоплазменной резки, наплавки, напыления	установки для контактной сварки
установки для микроплазменной сварки	гарантийное и сервисное обслуживание	установки очистки и фильтрации воздуха	установки для автоматической сварки в среде защитных газов всех видов металла	оборудование для антикоррозионной защиты	установки для автоматической сварки под флюсом	композиционные металлополимерные материалы		

ТОРГОВИЙ ДІМ ЗВАРЮВАННЯ 03680, г. Киев, Украина, пр-т Глушкова, 1, пав. №21, тел./факс: (+380 44) 526-93-70, 526-93-76, 526-93-75, 526-92-16, e-mail: igor@welding.kiev.ua, house@welding.kiev.ua

**Разработка, производство, внедрение
Порошковые проволоки
для сварки, наплавки и напыления**

- Производство порошковых проволок ПП-АН, ПП-Нн;
- оборудование для наплавки; Welding Alloys;
- наплавочные установки Welding Alloys;
- порошковые проволоки Welding Alloys;
- проволоки сварочные Hyundai Welding;
- внедрение новых технологий;
- техническое сопровождение;
- разработка новых проволок;



ООО НПФ "Элна"
ул. Горького, 69, г. Киев, 03680
тел. (044) 200-80-25, 200-85-17
факс (044) 200-85-17
e-mail: info@elna.com.ua

**ЭЛЕКТРОДЫ
ПОРОШКОВЫЕ ПРОВОЛОКИ
ФЛЮСЫ**

Электроды для сварки углеродистых, низколегированных сталей и чугуна (АНО-21, АНО-6у, МР-3, УОНИ-13/55, АНО-4, УОНИ-13/45, АНО-27, АНО-ТМ, АНО-ТМ/СХ, АНО-ТМ/60, ЦУ-5, ЦЧ-4)

Порошковые проволоки для сварки, наплавки, резки (в том числе под водой) ПП-АН1, ПП-АН3, ПП-АН8, ПП-АН29, ПП-АН59, ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН69, ПП-АН19Н, ПП-АНВ2у, ППС-ЭК1, ПП-ЭК2, ПП-Нп-30Х20Мн, ПП-Нп-12Х14Н13, ПП-Нп-200Х15С1ГРТ, ПП-Нп-30Х12СМТ, ПП-Нп-60Х9С3ГТ, ПП-Нп-200ХГР, ПП-Нп-Х25Г14Н3Т, ПП-Нп-80Г15Н4, ППР-ЭК3, ППР-ЭК4

Флюсы плавные и керамические, для сварки и наплавки (АН-72, АН-М13, АНК-40, АНК-565, АНК-57, АНК-47А. По отдельным заказам изготавливаем флюсы других марок)

Опытный завод сварочных материалов
ИЭС им. Е.О. Патона
04112, г. Киев, ул. Е. Телиги, 2
Тел.: (044) 456 63 69
Факс: (044) 456 50 01



ДОНМЕТ

Завод автогенного оборудования



Запоріжжя	(061) 224-11-56
Київ	(044) 200-80-67
Дніпропетровськ	(056) 370-54-45
Донецьк	(062) 381-88-93
Харків	(0572) 50-16-89
Луганськ	(0642) 595-165
Львів	(0322) 45-00-68
Полтава	(0532) 50-89-67
Вінниця	(0432) 53-16-38
Сімферополь	(0652) 54-32-11
Черкаси	(0472) 64-35-28

(06264) 5-77-13, 4-26-85

svarka@donmet.com.ua www.donmet.com.ua

Лидер производства порошковых проволок в Украине



ООО "ТМ.ВЕЛТЕК"

Порошковые проволоки для наплавки
по ГОСТ 26101-84

-80Х20 РЗТ,35В9Х3СФ,25Х5ФМС,18Х1Г1М и др.

Порошковые проволоки ВЕЛТЕК

-ВЕЛТЕК Н200 - Н620

Порошковые проволоки для сварки

-АН1,АН8,АН39,АНЧ-2 и др.

Порошковые проволоки ТМВ

-ТМВ3,ТМВ6,ТМВ7,ТМВ11,ТМВ14,ТМВ29 и др

Диаметрами от 1,0 до 6,0 мм., производство до 5000 т/год
разработка, адаптация к условиям заказчика.

ул. Полеская, 24, офис 504

03056, Киев, Украина

тел./факс: (38044) 456-0209, 458-3485

e-mail: weldtec@iptelecom.net.ua www.weldtec.com.ua



г. Киев, 03150,

ул. Боженко, 11

www.gefest-sv.com.ua

gefest-sv@kievweb.com.ua

тел./факс: (38044) 200-88-33

**Производство высококачественных
электродов для:**

- Сварки высоколегированных сталей
- ОЗЛ-6 • ЦА-11 • ЭА-48М/22
- АНЖР-1 • АНЖР-2 • ЦТ-15

- Сварки теплоустойчивых сталей
- ЦУ-5 • ЦА-39 • ТМУ-21У
- ТМА-1У • ТМА-3У

- Наплавки слоев со специальными свойствами
- ЦН-12М • ЦН-6А • НИИ-48Г
- Т-590 • НР-70 • ЦЧ-4
- Гефест-6 (ОЗН-6) • ЦНИИ-4

- А также множество других марок на заказ

ГОРЕТЬ, ЧТОБЫ СОЗДАВАТЬ!

Вся продукция СЕРТИФИЦИРОВАНА

ОАО "ЗОНТ"
АВТОГЕНМАШ

Машины для термической резки "Комета М"
Машины для микроплазменной резки "Метер"
Переносные газорезущие машины "Радуга"
Машины для фигурной газокислородной резки "АСП - 70М"

Капитальный ремонт и модернизация МТР
Поставка источников плазменной резки,
насосов, теплообменников и запорных частей
к криогенному оборудованию

oaozont@zont.com.ua т. +38048 717-00-50
www.zont.com.ua ф. +38048 715-69-50
65104, Украина, пр. Маршала Жукова, 103

**ПРОИЗВОДСТВО
ПРОДАЖА
СЕРВИСНОЕ
ОБСЛУЖИВАНИЕ**



➤ Малогабаритное, высокоэффективное энергосберегающее сварочное оборудование на токи 110–300 А с ограничением холостого хода до 12 В



➤ Автономные мобильные сварочные комплексы на базе резонансных преобразователей



Сварочные инверторы для MMA и TIG сварки на токи 80–300А

"ИЭС - ЭПС"

Украина, 03150, г. Киев, ул. Горького, 94-96, к. 14,
тел./факс: (38044) 271 20 36, 271 21 02
Специализированный магазин: "ИНПАТ-СЕРВИС",
тел.: (044) 220 92 89

СпецСплав

www.spetssplav.dp.ua



**Порошковые проволоки
Ферросплавы
Лигатуры
Хром металлический
Флюсы сварочные
Электроды для резки
Комплексные раскислители
Электроды наплавочные**

ул. Курсантская, 1д,
г.Днепропетровск,
49051, Украина

тел.: (380562) 32-26-22
т/ф: (380562) 32-37-99
sp@spetssplav.dp.ua

**ЗАРЕЗЕРВИРУЙТЕ место
для Вашей рекламы
в следующих номерах.
Звоните:
(044) 529 26 23, 287 63 02**

СВАРКА И РЕЗКА

7-я Международная специализированная выставка

27–30 марта 2007

ЗАО «Минэкспо» г. Минск

Тематика экспозиций

- материалы для сварки, наплавки, 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

- автоматизация сварочных и технологических процессов
- 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 проводится выставка «Порошковая металлургия» и открыт для посещения салон «Защита от коррозии. Покрытия». В рамках выставки состоится конференция «Соединения и резка материалов».



МинскЭкспо

<http://www.minskexpo.com>

ул.Тимирязева, 65, 220035, Минск, Республика Беларусь
т.+37517 2269858, 2269083; ф.+37517 2269858, 2269936
e-mail: e_fedorova@solo.by; mmir@minskexpo.com

Научно-технические журналы ИЭС им. Е. О. Патона <http://www.nas.gov.ua/pwj>

«Автоматическая сварка», 12 номеров в год, издается с 1948 г. В журнале представлена разнообразная научно-техническая информация по сварке, наплавке, резке, пайке и нанесению защитных покрытий; производственный опыт применения современных технологий для соединения материалов и восстановления изделий; сведения о новых книгах и патентах; обзорная информация о профильных выставках и конференциях; банк производителей товаров и услуг на рынке сварочного производства Украины и России.

Тел.: (38044) 287-63-02, 529-26-23

«Техническая диагностика и неразрушающий контроль», 4 номера в год, издается с 1989 г. В журнале представлены последние достижения в области технической диагностики и неразрушающего контроля (акустическое излучение, магнитные, радиоволновые, термические, оптические, радиационные и другие методы). Широко освещаются методики оценки и прогнозирования разрушений в сварных конструкциях.

Тел.: (38044) 271-23-90, 529-26-23

«Современная электрометаллургия», 4 номера в год, издается с 1985 г. В журнале освещаются разработки в области электрошлаковой, электронно-лучевой и плазменно-дуговой технологий, вакуумно-дугового переплава и индукционной плавки, а также в области внепечной обработки стали, энерго- и ресурсосберегающих металлургических технологий и др. До 2002 г. журнал издавался под названием «Проблемы специальной электрометаллургии».

Тел.: (38044) 528-34-84, 529-26-23

«The Paton Welding Journal», 12 номеров в год. Полный перевод на английский язык журнала «Автоматическая сварка».

Тел.: (38044) 287-63-02, 529-26-23

«Advances in Electrometallurgy», 4 номера в год. Полный перевод на английский язык журнала «Современная электрометаллургия».

Тел.: (38044) 528-34-84, 529-26-23

На официальном сайте журналов www.nas.gov.ua/pwj приведены рефераты опубликованных статей с 2000 г.

Подписка по каталогам подписных агентств, а также через редакцию

Адрес редакций журналов:
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11
Тел./факс: (38044) 271-24-03, 529-26-23,
528-04-86
E-mail: journal@paton.kiev.ua



ПОДПИСКА – 2007 на журнал «Автоматическая сварка»

Стоимость подписки через редакцию*	Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
	180 грн.	360 грн.	1980 руб.	3960 руб.	78 дол. США	156 дол. США

*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Если Вас заинтересовало наше предложение по оформлению подписки непосредственно через редакцию, заполните, пожалуйста, купон и отправьте заявку по факсу или электронной почте.

Телефоны и факсы редакции журнала «Автоматическая сварка»: тел.: (38044) 287-63-02, 271-24-03, 529-26-23, факс: (38044) 528-34-84, 528-04-86, 529-26-23.

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

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала _____

Срок подписки с _____

200 г. по

200 г. включительно

Ф. И. О. _____

Компания _____

Должность _____

Тел., факс, E-mail _____



РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Обложка наружная, полноцветная

Первая страница обложки (190×190 мм) — 500 \$

Вторая страница обложки (200×290 мм) — 350 \$

Третья страница обложки (200×290 мм) — 350 \$

Четвертая страница обложки (200×290 мм) — 400 \$

Обложка внутренняя, полноцветная

Первая страница обложки (200×290 мм) — 350 \$

Вторая страница обложки (200×290 мм) — 350 \$

Третья страница обложки (200×290 мм) — 350 \$

Четвертая страница обложки (200×290 мм) — 350 \$

Внутренняя вставка

Полноцветная (200×290 мм) — 300 \$

Полноцветная (разворот А3) (400×290 мм) — 500 \$

Полноцветная (200×145 мм) 150 \$

Черно-белая (170×250 мм) — 80 \$

Черно-белая (170×125 мм) — 50 \$

Черно-белая (80×80 мм) — 15 \$

• Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу.

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

• Статья на правах рекламы — 50% стоимости рекламной площади.

• При заключении рекламных контрактов на сумму, превышающую 1000 \$, предусмотрена гибкая система скидок.

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 5.0

• Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi.

• К файлам должна прилагаться распечатка (макеты в формате Word не принимаются).

Подписано к печати 26.10.2006. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 9,14. Усл. кр.-отт. 9,99. Уч.-изд. л. 10,44 + 6 цв. вклеек.

Цена договорная.

Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.