

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

УЧРЕДИТЕЛИ:

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

ИЗДАТЕЛЬ:

Международная ассоциация
«Сварка»

Адрес редакции:

03680, Украина, Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАНУ
Тел.: (38044) 287 6302, 529 2623
Факс: (38044) 528 3484, 529 2623
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:

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

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001

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

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет
Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НОВОСТИ 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Сливинский А. А. Анализ факторов образования подсолидусных трещин при сварке металлов с ГЦК-структурой кристаллической решетки (Обзор) 5
Рябцев И. А., Кондратьев И. А., Черняк Я. П., Гордань Г. Н., Соломийчук Т. Г., Годзыра Н. Ф. Структура и свойства высокомарганцевого наплавленного металла 11
Терновой Е. Г., Булацев А. Р., Соломийчук Т. Г., Шулым В. Ф. Ремонт трубопроводов орбитальной сваркой ТИГ внутри обитаемых космических объектов 14
Дядин В. П. Оценка температурного сдвига в зависимости от толщины образца по силовому и деформационному критериям механики разрушения 19
Дзыкович В. И., Жудра А. П., Белый А. И. Свойства порошков карбидов вольфрама, полученных по различным технологиям 28
Борисова А. Л., Адеева Л. И., Туник А. Ю., Цымбалистая Т. В., Грищенко А. П. Плазменные покрытия на основе ZrO₂ с использованием в качестве металлического подслоя сплава AlCuFe 32

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Походня И. К., Котельчук А. С. Прогресс черной металлургии и производства сварочных материалов в КНР (Обзор) 37
Кучук-Яценко В. С., Наконечный А. А., Сахацкий А. Г. Контактная сварка сопротивлением стальной арматуры с использованием композитной вставки 42
Покляцкий А. Г., Ищенко А. Я., Чайка А. А., Лабур Т. М. Сварка трением с перемешиванием — эффективный способ повышения эксплуатационных характеристик конструкций 45
Залевский А. В., Галинич В. И., Проценко Н. А., Кухаренко В. В. Кодовые обозначения флюсов отечественного производства и комбинаций флюс+проволока в соответствии с международными стандартами 51

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Ланкин Ю. Н. Влияние рабочей частоты на размеры трансформаторов для контактной сварки на переменном токе 59
По страница журнала «Welding Journal» (2009, май, июнь) 61

ХРОНИКА

Четвертая выставка «Schweissen & Schneiden India» 67
Отраслевое совещание ГК «Укртрансгаз» «Повышение надежности и эффективности работы линейной части магистральных газопроводов газотранспортной системы» 67
В. Н. Коржу — 75 68
Ю. Н. Вахнину — 80 69

ИНФОРМАЦИЯ 70
Семинар по сварочному оборудованию и современным технологиям фирмы «Fronius» 71

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:

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

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:

International Association «Welding»
Address of Editorial Board:
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 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. Yushlina
Electron galley:
I. R. Naumova,
I. V. Petushkov, A. I. Sulima
State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved

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

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

CONTENTS

NEWS 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Slivinsky A. A. Analysis of factors of formation of subsolidus cracks in welding metals with fcc-structure of crystalline lattice (Review) 5
Ryabtsev I. A., Kondratiev I. A., Chernyak Ya. P., Gordan G. N., Solomijchuk T. G., Godzyra N. F. Structure and properties of high-manganese deposited metal 11
Ternovoy E. G., Bulatsev A. R., Solomijchuk T. G., Shulym V. F. Repair of pipelines by orbital TIG welding inside the manned space objects 14
Dyadin V. P. Evaluation of temperature shifting depending on sample thickness using force and deformational criteria of fracture mechanics 19
Dzykovich V. I., Zhudra A. P., Belyi A. I. Properties of powders of tungsten carbides produced by different technologies 28
Borisova A. L., Adeeva L. I., Tunik A. Yu., Tsymbalistaya T. V., Grishchenko A. P. Plasma coatings on ZrO₂ base using alloy AlCuFe as a metallic sublayer 32

INDUSTRIAL

Pokhodnya I. K., Kotelchuk A. S. Progress of ferrous metallurgy and production of welding consumables in China (Review) 37
Kuchuk-Yatsenko S. I., Nakonechnyi A. A., Sakhatsky A. G. Resistance welding of steel reinforcement using a composite insert 42
Poklyatsky A. G., Ishchenko A. Ya., Chaika A. A., Labor T. M. Friction stir welding is an effective method of improvement of service characteristics of structures 45
Zalevsky A. V., Galinich V. I., Protosenko N. A., Kukharenko V. V. Code designations of fluxes of national production and flux+wire combinations in accordance with international standards 51

BRIEF INFORMATION

Lankin Yu. N. Effect of working frequency on sizes of transformers for AC resistance welding 59
Review of «Welding Journal» (№.5-6,2009) 61

NEWS

The Fourth Fair «Schweissen & Schneiden» in India 67
Industry meeting «Improvement of reliability and efficiency of operation of linear part of main gas pipelines of gas transport system «Ukrtransgas» 67
V. N. Korzh is 75 68
Yu. N. Vakhnin is 80 69

INFORMATION 70
Seminar on welding equipment and modern technologies of «Fronius» company 71

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.

УНИВЕРСАЛЬНЫЙ ИСТОЧНИК SUPER-200P

ООО НПП «Плазма» (г. Ростов-на-Дону) более 18 лет разрабатывает и производит электросварочное оборудование и сегодня занимает одно из ведущих мест в России не только по объему и ассортименту выпускаемой продукции, но и по ее техническому уровню.

Машины, разработанные конструкторами и технологами ООО НПП «Плазма» в сотрудничестве со специалистами Института электросварки им. Е. О. Патона



НАН Украины, отличаются высоким уровнем сварочных характеристик, надежностью и простотой в эксплуатации, отличным дизайном.

В линейке установок для аргонодуговой сварки заслуживают внимания многофункциональные, легкие, удобные в обращении, мобильные инверторные выпрямители с использованием новейшей технологии MOSFET, которые обеспечивают высокочастотное возбуждение дуги (HF), регулируемый режим пульсации сварочного тока P/(Puls) и выполнены с принудительным воздушным охлаждением, защитой от перегрева.

SUPER-200P — одна из универсальных профессиональных сварочных установок инверторного типа, обеспечивающая высокое качество сварки

печивающая высокое качество сварки всех видов металлов в режиме аргонодуговой сварки неплавящимся электродом (TIG) на переменном и постоянном токе (AC/DC), а также в режиме ручной дуговой сварки (MMA). Кроме того, она позволяет производить воздушно-плазменную резку металлов до 15 мм.

Основные достоинства SUPER-200P: регулирование времени продувки в начале и конце сварки; начального тока сварки; плавного снижения тока в конце сварки; защита от перегрева; многофункциональность; режим пульсации для TIG.

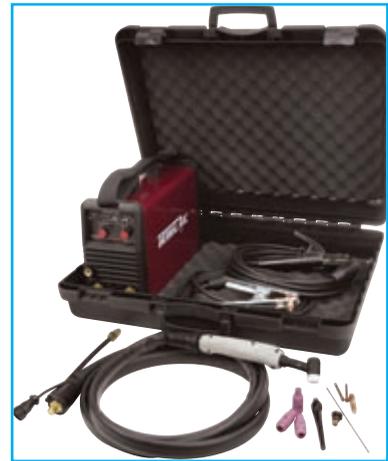
Параметры SUPER-200P: напряжение сети, 220 В; сварочный ток, А/ПН/ — 200 (60%); мощность — 4,5 кВт; габаритные размеры, ВхШхГ — 498х327х360 мм; масса — 20 кг.

БОЛЬШОЙ УСПЕХ НОВЫХ 175-АМПЕРНЫХ ИНВЕРТОРОВ Thermal Arc

Фирма «Thermadyne» (Великобритания) в прошлом году выпустила на рынок два новых 175-амперных инверторных сварочных аппарата. Несмотря на сложную экономическую ситуацию, спрос на эти аппараты превзошел все ожидания, что предопределило подлинный успех.

Инверторный аппарат Arcmaster 175SE с однофазным напряжением питания 230 В рассчитан на MMA и Lift Tig сварки, поставляется в чемодане для транспортировки и укомплектован кабелями и электрододержателем. Продажа по всей Европе этого аппарата в 2009 г. составила тысячи единиц.

Инверторный аппарат Arc-



master 175TE с однофазным напряжением питания 230 В, предназначенный для MMA, Lift TIG и HF Tig сварки, также поставляется в чемодане для транспортировки и укомплектован горелкой TIG, кабелями и электрододержателем.

Кроме того, он обеспечивает регулировку тока заварки кратера, глубины проплавления, а также имеет 2Т/4Т-тактный режим работы. Оба аппарата защищены от перегрева и портативны.

Главное достоинство этих систем достигнуто благодаря их высокой надежности. Эта важная характеристика получена в результате тщательного анализа на всех этапах проектирования, поэтапного контроля в процессе производства и приемки готовых аппаратов. Благодаря этим процедурам, фирма в настоящее время практически не имеет вопросов к качеству продукции и как результат тысячи данных ап-



паратов успешно эксплуатируются по всей Европе.

65 ЛЕТ ОГНЕПРЕГРАДИТЕЛЬНОМУ КЛАПАНУ WITT

То, что 65 лет назад началось как гениальная идея, за прошедшее время совершило революцию в технике автогенной сварки. Термин «огнепреградительный клапан» и слово «WITT» стали синонимами безопасности в газовой технике.

Когда в 1945 г. Пауль Витт впервые выпустил в продажу сухой огнепреградительный клапан, то вряд ли предполагал, что он станет мировым



стандартом. Сегодня в Германии и многих других странах законодательно предписывается применение огнепреградительных клапанов для защиты баллонов, газоразборных постов и магистралей от обратного удара пламени, случайного образования газовых смесей и взрыва.

Основной составляющей огнепреградительного клапана является пламегаситель из агломерированной стали. В международном масштабе применяется стандарт ISO 5175, а в Европейском Сою-

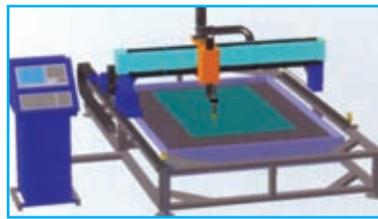
зе – стандарт DIN EN 730-1.

Опираясь на этот успешный патент, фирма «WITT» быстро дополнила свою производственную программу другой предохранительной арматурой – газовыми фильтрами и регуляторами давления. В 1970-х годах к ним прибавились механические и электронные газосмесители. 25 лет назад благодаря прогрессу в сфере электроники появились стационарные и переносные газоанализаторы, сформировавшие третье направление деятельности фирмы. С 2003 г. фирма «WITT» входит в число крупнейших производителей систем проверки герметичности. Сегодня вряд ли можно найти отрасль промышленности, где не применялась бы ее техника.

Фирма «WITT» с коллективом в 200 человек сконцентрировала свое производство в Виттене. На площади свыше 8000 м² в сверхчистых условиях производится оборудование, отвечающее самым высоким технологическим требованиям. В 1990 г. предприятие одним из первых в Германии было сертифицировано на соответствие стандарту качества ISO 9001. За этим последовали и многие другие сертификации. Три четверти всего объема производства фирмы идут на экспорт. «WITT» имеет дочерние фирмы или представительства в более чем 60 странах мира.

ПОРТАЛЬНАЯ МАШИНА ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ «НОРМАЛЬ»

Московское предприятие ООО «Фактор» предлагает трехкоординатную портальную машину для термической резки металлов (ПМТР) «Нормаль», представляющую собой обрабатывающий комплекс для раскроя листового



металлопроката по заданным чертежам с использованием системы ЧПУ. Машина оснащена системой автоматического выхода в начальную точку реза каждой детали и системой слежения за расстоянием между резаком и разрезаемым листом. Машина позволяет осуществлять вырезку заготовок сложной конфигурации с высокой точностью и качеством поверхностного реза.

Она может быть оснащена любым аппаратом для воздушно-плазменной резки металлов, а также оборудованием для газокислородной резки. Размеры рабочей зоны резки от 1,5x3,0 до 3,5x12,0 м.

Параметры ЧПУ:

✦ ввод управляющих программ – клавиатура, порт USB. Загрузка и выгрузка управляющих программ осуществляется в диалоговом режиме системы меню;

✦ конструктивное исполнение – моноблок (процессор, платы связи с датчиками, энергозависимая операционная память и энергозависимая память (Flash-disk), мембранная клавиатура, цветной дисплей, источник питания);

✦ напряжение питания 220 В, 50 Гц. Потребляемая мощность не более 400 Вт;

✦ выполняемые виды интерполяции: линейная и круговая по координатам X и Y;

✦ количество управляемых координат с обратной связью – 3;

✦ пропорциональное управление координатой Z по сигналу датчика расстояния или датчика напряжения дуги.



АНАЛИЗ ФАКТОРОВ ОБРАЗОВАНИЯ ПОДСОЛИДУСНЫХ ТРЕЩИН ПРИ СВАРКЕ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-СТРУКТУРОЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ (Обзор)

А. А. СЛИВИНСКИЙ, канд. техн. наук (НТУУ «Киевский политехнический институт»)

Дан терминологический анализ феномена подсолидусных трещин при сварке. Рассмотрены структурные и технологические факторы, влияющие на образование подсолидусных трещин при сварке различных материалов с ГЦК-структурой кристаллической решетки. Отмечена необходимость обобщения существующих представлений по данному вопросу с привлечением современных физических моделей из области дислокационной теории пластической деформации и механизмов хрупких разрушений при высокотемпературной ползучести.

Ключевые слова: сварка плавлением, подсолидусные трещины, аустенитные стали, сплавы никеля, алюминия, меди, терминологический анализ

В соответствии с общепринятыми представлениями подсолидусными трещинами при сварке называют отдельный вид хрупких межкристаллитных (межзеренных) разрушений металла шва и ЗТВ, которые возникают после окончательного завершения кристаллизации в полностью затвердевшем металле, но при высоких температурах, достаточных для преимущественного развития в нем вязкопластической деформации [1–5]. В зарубежных публикациях, в том числе ряде нормативных документов (DVS 1004-1, DIN 8524-3 и DIN EN ISO 6520-1), этот тип горячих трещин принято называть трещинами провала пластичности (ductility dip cracks, сокращенно DDC).

С позиций широко распространенной деформационно-кинетической теории технологической прочности Н. Н. Прохорова [6–11] называть подобным образом горячие трещины только некоторого определенного типа не совсем корректно, поскольку любые случаи возникновения трещин при сварке связаны с пребыванием соединяемого материала в соответствующем температурном интервале уменьшенной пластичности — так называемом температурном интервале хрупкости (ТИХ). В то же время явление резкого уменьшения пластичности пригодных к высокотемпературному пластическому деформированию сталей и сплавов во время их пребывания в температурном интервале $0,5 \dots 0,8 T_{пл}$ и вызванное тем самым трещинообразование при горячей обработке давлением (вальцевание, штамповка, кузнечно-прессовая обработка) или термической обработке известно уже на протяжении очень многих лет [12–14], что и обусловило включение термина «трещины провала пластичности» (DDC) в международную терминологию по сварке.

Несмотря на длительное исследование феномена трещин провала пластичности или подсолидусных трещин, механизм их образования при сварке пока окончательно не выяснен. На основе анализа литературных источников можно однозначно утверждать лишь о наличии ряда общих признаков, характерных для образования подсолидусных трещин. Так, многочисленные исследования фрактографии поверхности подсолидусных трещин [1, 15, 16] указывают на их возникновение при высоких температурах, а также хрупкий, межзеренный или межкристаллитный характер разрушения в момент зарождения и роста этих дефектов. Однако эти исследования, как правило, не дают основания утверждать о наличии жидких включений на границах зерен во время образования трещин.

Кроме того, наличие у определенного материала подсолидусного интервала хрупкости в отличие от «кристаллизационного» ТИХ не является объективно обусловленным самой спецификой процесса сварки плавлением. В то время, как потенциальную склонность к образованию кристаллизационных трещин обнаруживают все конструкционные сплавы при любых способах сварки плавлением, а также некоторых способах сварки давлением, сопровождающихся перегревом материала выше температуры солидуса, возникновение подсолидусных трещин требует протекания в твердом металле особых структурных и фазовых превращений, вероятность которых существенно зависит от его состава. Наиболее склонными к образованию подсолидусных горячих трещин при сварке или термической обработке являются металлические материалы с гранцентрированной кубической (ГЦК) кристаллической решеткой: стали аустенитного класса [16–18], сплавы на основе никеля [2, 4, 13, 19–24], алюминия [25], меди [26], золота и платины [27].

Результаты многочисленных исследований свариваемости этих материалов указывают на со-



вокупность определенных, преимущественно структурных факторов, влияющих на образование подсолидусных трещин при сварке. Среди них размер зерен, тип, геометрия и ориентация межзеренных границ относительно действующих напряжений, наличие выделений других фаз, сегрегации примесей или повышенной концентрации дислоцированных атомов на межзеренных границах, а также погонная энергия сварки и температурный темп деформации.

Термически активированное укрупнение зерен увеличивает протяженность ТИХ и уменьшает деформационную способность материала [28, 29], а также интенсифицирует процессы межзеренного проскальзывания [2] под действием сварочных напряжений, что в свою очередь способствует зарождению трещин. Вместе с тем результаты проведенных авторами работы [30] исследований с никелевыми сплавами разной структуры и состава не указывают на наличие строгой взаимосвязи между склонностью к образованию подсолидусных трещин и баллом зерна основного металла.

Увеличение размеров зерен вследствие выванной сварочным нагревом избирательной рекристаллизации вызывает спрямление межзеренных границ. По данным многочисленных источников, подсолидусные трещины преимущественно распространяются по прямолинейным «плоским» границам [2, 4, 31].

Напротив, искривленность, «волнистость» межзеренной границы препятствует проскальзыванию по ней соседних зерен и затрудняет возникновение трещины.

Неоднозначной и пока что полностью не выясненной остается роль в зарождении подсолидусных трещин микрохимической неоднородности межзеренных границ. Широко известным является негативное влияние на прочность межзеренных границ их загрязнение сегрегированными примесями, такими, как сера [32, 33], фосфор [33], кислород [34] и поверхностно-активными элементами бором, селеном и др. [35]. В то же время легирующие элементы, сегрегация которых по границам между зернами или кристаллитами способствует искривлению последних, увеличивают сопротивляемость сплава возникновению подсолидусных трещин. В стабильно аустенитных сталях и сплавах никеля подобный эффект обнаруживает ниобий [33, 36], в сплавах ниобия — цирконий и вольфрам [2]. По мнению авторов работы [33], легирование аустенитных сплавов элементами, атомный радиус которых больше, чем у элементов основы твердого раствора (железо, хром, никель), вызывает подавление избирательной рекристаллизации и содействует искривлению межзеренных границ, что позитивно влияет на стойкость металла сварного шва против подсолидусных трещин.

Отдельный дискуссионный вопрос представляет собой оценка роли в зарождении межзеренных трещин подсолидусного типа водорода, растворенного в металле шва. Несмотря на высокую растворимость и относительно небольшую скорость диффузии атомарного водорода в кристаллической структуре с ГЦК-решеткой из практики эксплуатации сварных конструкций, выполненных из сплавов меди, алюминия или никеля, известны случаи их разрушения вследствие водородной охрупчивающей, или так называемой водородной болезни металла сварного соединения [37–40]. Исследования свариваемости ряда никелевых сплавов показали, что разрушающее воздействие водорода не исчерпывается известными случаями коррозионного растрескивания, например, паропроводов первичного контура ядерных реакторов. Так, по данным работы [41], увеличение концентрации водорода в составе защитного газа при сварке ряда сплавов системы Ni–Cr–Fe вызывает существенное уменьшение стойкости металла шва против возникновения подсолидусных трещин. При этом с помощью фратографического анализа поверхностей трещин, кроме плоского характера излома, обнаружены также отдельные пустоты, напоминающие микропоры [42].

Повышенная склонность дисперсионно-твердеющих сплавов никеля к образованию подсолидусных трещин при сварке и термической обработке натолкнула ряд исследователей на поиск причин возникновения этих дефектов в процессах коагуляции, или растворения и повторного выделения, преимущественно по границам между зернами и кристаллитами, упрочняющих фаз, присутствующих в структуре этих сплавов, — карбидов и γ' -фазы типа $Ni_3(Al, Ti)$. Согласно работам [43, 44] зарождение подсолидусных трещин происходит на границе между фазой и зерном твердого раствора вследствие повышенной концентрации напряжений в этих областях, что вызывает образование микровыступов и их дальнейшее раскрытие в трещины в ходе межзеренного проскальзывания под действием температурных напряжений. С учетом результатов обработки многочисленных испытаний на трещиностойкость в работах [45, 46] склонность никелевых сплавов к образованию подсолидусных трещин предложено оценивать в зависимости от содержания в них главных γ' -образующих элементов — алюминия и титана. При этом принято считать, что в сплавах с незначительной интенсивностью дисперсионного упрочнения, когда общее содержание алюминия и титана не превышает 3...4 %, подсолидусные трещины при их сварочной обработке маловероятны.

Аналогичное мнение высказывают авторы работы [47]. Исследуя трещиностойкость сплавов



системы Ni — 20...30 % Cr, они выдвинули гипотезу, что причиной возникновения подсолидных трещин при сварке этих материалов является добавление к макроскопическому воздействию сварочных напряжений дополнительных напряжений, локализованных по границам зерен. Последние обусловлены термическим старением сплавов с результирующим выделением по границам частиц карбидов типа $(Cr, Fe)_{23}C_6$, частично когерентных с кристаллической решеткой матрицы. При этом утверждается, что именно частично когерентные выделения карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ вызывают появление локальных упругих напряжений по границам между зернами матрицы и частицами карбидной фазы. Некогерентные выделения карбидов типа MeC или Me_7C_3 не обнаруживают подобного эффекта.

Вместе с тем существуют многочисленные публикации, в которых «карбидная гипотеза» зарождения подсолидных трещин опровергается. В работе [22] показано, что распределенные по межзеренным границам карбиды препятствуют спрямлению границ во время рекристаллизации и, таким образом, усложняют межзеренное проскальзывание и образование трещин. Эту точку зрения подкрепляют представленные в работе [30] результаты микроструктурных исследований берегов подсолидных трещин, образовавшихся в сварных швах ряда никелевых сплавов. Показано, что карбидные выделения вдоль границ тормозят распространение трещины вместо того, чтобы инициировать ее зарождение. Более того, в работах [30, 48] установлено, что у ряда сплавов подсолидные трещины образуются в интервале высоких температур, когда карбидная фаза полностью растворена или присутствует в крайне незначительном количестве.

Взвешенная точка зрения относительно роли карбидов типа $Me_{23}C_6$ и γ' -фазы в образовании подсолидных трещин изложена в работах [49, 50]. Авторы этих работ для разных дисперсионно-стареющих сплавов никеля показали, что локальное уменьшение пластичности этих материалов под действием сварочного тепла обусловлено диффузионным перераспределением между зерном и межзеренной границей легирующих элементов, задействованных в формировании карбидов и γ' -фазы. В результате в околосшовной зоне вблизи линии сплавления приграничные участки зерен разупрочняются вследствие их обеднения γ' -фазой, а границы зерен обогащаются карбидными выделениями и частицами поверхностно-активных примесей. В результате разница между показателями прочности межзеренной границы и зерна (вблизи таковой) приобретает критические значения, что и упрощает образование трещин подсолидного типа в ходе межзеренного проскальзывания.

Практически все исследователи проблемы подсолидных трещин при сварке поликристаллических материалов единодушны во мнении, что развитие этого вида межзеренного разрушения происходит преимущественно по границам, расположенным под углом 45...90° относительно продольной оси сварного шва [2, 3, 27, 36, 41]. Этот факт хорошо согласуется с решающей ролью в зарождении подсолидных трещин процесса межзеренного проскальзывания, в ходе которого воздействие максимальных скалывающих напряжений испытывают именно границы зерен, расположенные под углом 45...90° по отношению к направлению действия продольных сварочных напряжений.

Кроме «макроскопической» пространственной ориентации границ зерен по отношению к направлению действия сварочных напряжений, определенную роль в зарождении подсолидных трещин играет и кристаллографическая ориентация соседних зерен. Как известно, угол рассогласования кристаллических решеток соседних зерен определяет потенциальную энергию границы между ними и, таким образом, степень ее насыщенности примесями. Это приводит к тому, что различные границы кристаллитов обнаруживают разную сопротивляемость деформации, что в свою очередь и обуславливает неравномерное распределение межкристаллической деформации при сварке. По данным работ [2, 31] наиболее интенсивное межзеренное проскальзывание и образование подсолидных трещин происходит по сильно разориентированным, так называемым обычным границам, вдоль которых угол рассогласования сращенных кристаллических решеток превышает 15°. Отмеченное выше подтверждается экспериментальными исследованиями по влиянию типа межзеренных границ на стойкость металла сварного соединения жаростойкого никелевого сплава против образования подсолидных трещин, проведенными авторами работы [23]. Более того, использование перед сваркой специальной, ступенчатой термомодеформационной обработки основного металла, увеличивающей объемную долю специальных малоугловых границ с низким уровнем свободной энергии, позволило значительно увеличить запас пластичности материала в пределах предполагаемого подсолидного ТИХ.

Общеизвестным технологическим фактором регулирования сопротивляемости металла сварного соединения образованию горячих трещин всех типов является погонная энергия сварки. Согласно многочисленным рекомендациям [27, 43, 44, 51] уменьшение погонной энергии вызывает сужение подсолидного ТИХ, увеличение запаса пластичности металла в пределах ТИХ и, таким образом, выступает рациональным приемом по



борьбе с подсолидусными трещинами. Поскольку погонная энергия сварки обратно пропорциональна скорости охлаждения металла сварного соединения, чаще всего позитивный эффект от уменьшения погонной энергии объясняют сокращением его пребывания в области температур преимущественного развития межзеренной пластической деформации. Например, по данным работы [27], интенсивность межзеренного проскальзывания линейно зависит от времени пребывания металла в области высоких температур. При сварке никелевых сплавов для эффективного уменьшения этого параметра и борьбы с трещинами в околошовной зоне иногда используют принудительное охлаждение [52].

В отличие от погонной энергии сварки роль скорости нарастания деформации в образовании подсолидусных трещин освещена в литературных источниках несколько противоречиво. Так, авторы работы [53], отталкиваясь от пропорциональности скорости охлаждения скорости деформации при сварке, отмечают, что уменьшение скорости деформации увеличивает межзеренное проскальзывание и способствует образованию подсолидусных трещин. Аналогично, по данным работы [44], деформационная способность металла сварного соединения в пределах подсолидусного ТИХ возрастает при увеличении скорости деформации.

Вместе с тем в работе [2] утверждается противоположное — с увеличением темпа деформации критическая скорость межзеренного проскальзывания, достаточная для зарождения подсолидусной трещины, уменьшается.

Таким образом, на базе проведенного анализа факторов образования подсолидусных трещин при сварке аустенитных сталей и сплавов можно отметить их разнообразие и неоднозначный, по разным литературным данным, характер влияния. В то же время, исходя из межзеренного характера локальных разрушений, которыми являются подсолидусные трещины в поликристаллических материалах, очевидно, что решающую роль в их зарождении играет межкристаллическая пластическая деформация в форме межзеренного проскальзывания.

Кроме интенсивного проскальзывания соседних зерен, к необходимым условиям для образования подсолидусных трещин следует отнести следующие: локализацию напряжений по отдельным участкам границ зерен, неравномерную деформацию приграничных участков зерен, ослабление межзеренных границ и прилегающих к ним участков зерен специфическим характером структурных и фазовых превращений при сварке и постепенное накопление вблизи границы раздела субмикродофектов — зародышей трещины. В свою очередь это позволяет спроецировать известные физические модели хрупких разрушений ме-

таллов и сплавов при высокотемпературной ползучести на механизм зарождения подсолидусных трещин при сварке или термической обработке сварных соединений.

Выводы

1. Подсолидусные трещины, исходя из совокупности признаков, таких, как хрупкий межзеренный (межкристаллитный) характер разрушения, а также температурно-временной интервал образования (ниже температуры солидуса, но выше $0,5 \dots 0,8 T_{пл}$), возникают непосредственно под влиянием на материал термодформационного цикла сварки и являются отдельным подвидом горячих трещин при сварке.

2. Повышенную склонность к образованию трещин подсолидусного типа обнаруживают металлы и сплавы с ГЦК-решеткой и отсутствием аллотропных превращений.

3. Наиболее изучено влияние на образование подсолидусных трещин следующих структурных и технологических факторов: размер зерен, тип, геометрия и ориентация межзеренных границ относительно действующих напряжений, наличие выделений других фаз на межзеренных границах, химическая неоднородность, а также погонная энергия сварки и температурный темп деформации. Вместе с тем влияние этих факторов не обобщено и по литературным данным различных источников порой противоречиво.

4. Необходимыми условиями зарождения подсолидусных трещин выступают межкристаллическая пластическая деформация в форме межзеренного проскальзывания и локализация напряжений по отдельным участкам границ зерен, ослабленным специфическим характером структурных и фазовых превращений при сварке. Для создания обобщенной физической модели образования подсолидусных трещин необходимо привлечение современных представлений из области дислокационной теории пластической деформации и механизмов хрупких разрушений при высокотемпературной ползучести.

1. *Hemsworth B., Boniszewski T., Eaton N. F.* Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys // *Metal Const. and British Welding J.* — 1969. — № 2. — P. 5–16.
2. *Шориоров М. Х., Ерохин А. А., Чернышова Т. А.* Горячие трещины при сварке жаропрочных сплавов. — М.: Машиностроение, 1973. — 224 с.
3. *Nissley N. E., Lippold J. C.* Ductility-dip cracking susceptibility of austenitic alloys // 6th Intern. trends in welding research conf. proc., 15–19 Apr. 2002, Pine Mountain. — ASM International, 2003. — P. 64–69.
4. *Lippold J. C., Nissley N. E.* Further investigations of ductility-dip cracking in high chromium Ni-base filler metals // *Welding in the World.* — 2007. — 51, № 9/10. — P. 24–30.
5. *Lancaster J. F.* Metallurgy of welding. — London: Chapman & Hall, 1993. — 389 p.



6. Прохоров Н. Н. Проблема прочности металлов при сварке в процессе кристаллизации // Свароч. пр-во. — 1956. — № 6. — С. 5–11.
7. Прохоров Н. Н. Прочность металлов при сварке // Тр. Всесоюз. науч.-техн. совещания по проблемным вопросам сварки / Под ред. К. В. Любавского. — М., 1958. — С. 134–164.
8. К вопросу о «горячих» (кристаллизационных) трещинах / А. А. Бочвар, Н. Н. Рыкалин, Н. Н. Прохоров и др. // Свароч. пр-во. — 1960. — № 10. — С. 3–4.
9. Прохоров Н. Н. Технологическая прочность металлов в процессе кристаллизации при сварке // Там же. — 1962. — № 4. — С. 1–5.
10. Состояние и задачи развития технологической прочности металлов в процессе кристаллизации при сварке / Н. Н. Рыкалин, Н. Н. Прохоров, М. Х. Шоршоров, Б. А. Мовчан // Там же. — 1971. — № 6. — С. 3–5.
11. Прохоров Н. Н. Технологическая прочность сварных швов в процессе кристаллизации. — М.: Металлургия, 1979. — 248 с.
12. Bengough G. D. A study of the properties of alloys at high temperatures // Institute of Metals. — 1912. — № 7. — P. 123–174.
13. Yenisevich W. A. Correlation of Ni–Cr–Fe alloy weld metal fissuring with hot ductility behavior // Welding J. — 1966. — 45, № 8. — P. 344–356.
14. Дзугутов М. Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. — М.: Металлургия, 1971. — 422 с.
15. Matsuda F., Nakagawa H. Some fractographic features of various weld cracking and fracture surfaces with scanning electron microscope. Report I: Studies on fractography of welded zone // Trans. of JWRI. — 1977. — 6, № 1. — P. 81–90.
16. Fractographic investigation on solidification crack in the restraint test of fully austenitic stainless steel. Pt III. Studies on fractography of welded zone / F. Matsuda, H. Nakagawa, S. Ogata, S. Katayama // Trans. of JWRI. — 1978. — 7, № 1. — P. 59–70.
17. Nissley N. E., Lippold J. C. Development of the strain-to-fracture test // Welding J. — 2003. — 82, № 12. — P. 355–364.
18. Lippold J. C., Kotecki D. J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. — A John Wiley & Sons, Inc., Publ., 2005. — 357 p.
19. Стойкость сварных соединений жаропрочного никелевого сплава типа Хастеллой Н против образования горячих трещин / К. А. Юценко, В. Н. Липодаев, М. В. Бельчук и др. // Автомат. сварка. — 1986. — № 9. — С. 10–12.
20. Багдасаров Ю. С., Якушин Б. Ф. Влияние микрохимической неоднородности на околошовное растрескивание сварных соединений никелевых сплавов при дисперсионном твердении // Свароч. пр-во. — 1991. — № 8. — С. 37–40.
21. Collins M. G., Lippold J. C., Kikel J. M. Quantifying ductility-dip cracking susceptibility in nickel-base weld metals using the strain-to-fracture test // 6th Intern. trends in welding research conf. proc., 15–19 Apr. 2002, Pine Mountain. — ASM Intern., 2003. — P. 586–590.
22. Ramirez A. J., Lippold J. C. High temperature behavior of Ni-base weld metal. Pt II: Insight into the mechanism for ductility-dip cracking // Materials Sci. and Eng. A. — 2004. — 380. — P. 245–258.
23. Dave V. R., Cola M. J., Kumar M. Grain boundary character in alloy 690 and ductility-dip cracking susceptibility // Welding J. — 2004. — 83, № 1. — P. 1–5.
24. Исследование свариваемости никелевых суперсплавов и разработка технологии ремонта лопаток газовых турбин / К. А. Юценко, В. С. Савченко, Л. В. Червякова и др. // Автомат. сварка. — 2005. — № 6. — С. 3–6.
25. Horikava K., Kuramoto S., Kauno M. Sources of a trace amount of sodium, and its effect on hot ductility of an Al-5 mass % Mg alloy // Light Metals Review. — 2000. — № 7. — P. 18–23.
26. Wilken K., Bauer S. Eignung von MVT- und PVR-Versuch zur Bestimmung der Mikrorissanfaelligkeit // Schweissen und Schneiden. — 1998. — 50, № 3. — S. 160–165.
27. Степанов В. В., Чернышова Т. А., Швелев В. В. О межзеренном проскальзывании при сварке сплавов платины и локальных интеркристаллитных разрушениях в околошовной зоне // Свароч. пр-во. — 1975. — № 8. — С. 1–3.
28. Ozgovicz W. The relationship between hot ductility and intergranular fracture in an CuSn6P alloy at elevated temperatures // Proc. of 13th Intern. scientific conf. on achievements in mechanical and materials eng., 16–19 May, 2005, Gliwice-Wisla. — 2005. — P. 503–508.
29. Казеннов Ю. И., Степанков В. Н., Проценко Л. Н. Рекристаллизация и тонкое строение металла околошовной зоны сварных соединений из тонколистовой аустенитной стали // Свароч. пр-во. — 1982. — № 5. — С. 7–9.
30. Noecker II F. F., DuPont J. N. Metallurgical investigation into ductility dip cracking in Ni-based alloys. Pt II: Microstructural and microchemical development is characterized during simulated weld reheat thermal cycle and correlated to ductility dip cracking susceptibility // Welding J. — 2009. — 88, № 3. — С. 62–77.
31. Collins M. G., Ramirez A. J., Lippold J. C. An investigation of ductility dip cracking in nickel-based filler materials. Pt III. The characteristics of weldmetal grain boundaries associated with elevated-temperature fracture are investigated // Ibid. — 2004. — 83, № 2. — P. 39–49.
32. Nakao Y., Shinozaki K., Ogawa T., Sakurai H. Effect of Cr and S on ductility-dip cracking susceptibilities in the reheated weld metals of Ni–Cr–Fe ternary alloys. Pt 2: Study on microcracks in multipass weld metals of Ni-base alloys // Trans. of JWS. — 1993. — 24, № 2. — P. 101–106.
33. Казеннов Ю. И., Ревизников Л. И. Влияние примесных и легирующих элементов на свариваемость стали со стабильно аустенитной структурой // Свароч. пр-во. — 1978. — № 11. — С. 29–32.
34. Юценко К. А., Старуценко Т. М. Роль кислорода в образовании трещин при сварке инвара // Автомат. сварка. — 1981. — № 8. — С. 21–24.
35. Yushchenko K. A., Savchenko V. S. Classification and mechanism of cracking in welding high-alloy steels and nickel alloys in brittle temperature ranges // Hot cracking phenomena in welds II / Eds: Th. Bollinghaus, H. Herold, C. E. Cross, J. C. Lippold. — Berlin; Heidelberg: Springer, 2008. — P. 147–170.
36. Шоршоров М. Х., Чернышова Т. А., Лосева Г. И. О миграции границ зерен и межзеренном проскальзывании в металле шва сварных соединений никелевых сплавов // Свароч. пр-во. — 1973. — № 4. — С. 6–8.
37. Quadri E., Mengucci P. Influence of microstructure on the hydrogen embrittlement of Al–Li–Cu–Mg–Zr alloys // J. Mater. Sci. — 1992. — 27. — С. 1391–1396.
38. Hicks P. D., Altstetter C. J. Hydrogen-enhanced cracking of superalloys // Metall. Trans. A. — 1992. — 23. — P. 237–249.
39. Symons D. M. Hydrogen embrittlement of Ni–Cr–Fe alloys // Ibid. — 1997. — 28. — P. 655–663.
40. Lynch S. P. A fractographic study of hydrogen-assisted cracking and liquid-metal embrittlement in nickel // J. Mater. Sci. — 1986. — 21. — P. 692–704.
41. Collins M. G., Lippold J. C. An investigation of ductility dip cracking in nickel-based filler materials. Pt I: The strain-to-fracture test has been used to develop temperature-strain relationship for ductility dip cracking // Welding J. — 2003. — 82, № 10. — P. 288–295.
42. Collins M. G., Ramirez A. J., Lippold J. C. An investigation of ductility dip cracking in nickel-based filler materials. Pt II. Fracture behavior and fracture surface morphology are related to microstructure, composition, and temperature // Ibid. — 2003. — 82, № 12. — P. 348–354.
43. Сварка в машиностроении: Справочник. В 4 т. — М.: Машиностроение, 1979. — Т. 3 / Под ред. В. А. Винокурова, 1979. — 567 с.
44. Якушин Б. Ф. Современное состояние проблемы горячих трещин в сварных соединениях // 1-й симпозиум «Трещины в сварных соединениях сталей», ЧССР, 13–17 апр.



- 1981 г. // Докл. МВТУ им. Н. Э. Баумана. — М.: МВТУ им. Н. Э. Баумана, 1981. — С. 22–36.
45. *Сорокин Л. И., Тушкин В. И.* Классификация жаропрочных никелевых сплавов по их стойкости против образования трещин при термической обработке сварных соединений // Автомат. сварка. — 1985. — № 5. — С. 23–25.
 46. *Сорокин Л. И.* Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов (Обзор). Ч. 2 // Свароч. пр-во. — 2004. — № 10. — С. 8–17.
 47. *The mechanism of ductility dip cracking in nickel-chromium alloys / G. A. Young, T. E. Capobianco, M. A. Penik et al. // Welding J. — 2008. — 87, № 2. — P. 31–43.*
 48. *Noecker H F. F., DuPont J. N.* Metallurgical investigation into ductility dip cracking in Ni-based alloys. Pt I: Quantifying cracking susceptibility during the first thermal cycle using the Gleeble(r) hot ductility test // Ibid. — 2009. — 88, № 1. — С. 7–20.
 49. *Сливинский А. А., Файт П.* Структура и свойства сварных соединений жаропрочного сплава на основе никеля // Автомат. сварка. — 2003. — № 5. — С. 7–13.
 50. *Характер образования горячих трещин при сварке литых жаропрочных никелевых сплавов / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Н. О. Червяков, А. В. Звягинцева // Там же. — 2004. — № 8. — С. 35–40.*
 51. *Aoh J. N., Yang C. H.* Cracking susceptibility study of incol 600 alloy using vareststraint and hot ductility test // 6th Intern. trends in welding research conf. proc., 15–19 Apr. 2002, Pine Mountain. — ASM International, 2003. — P. 597–602.
 52. *Влияние технологических приемов на стойкость сварных соединений никелевых сплавов против образования трещин при термической обработке / Ю. С. Багдасаров, Л. И. Сорокин, Б. Ф. Якушин, С. Ф. Морящев // Свароч. пр-во. — 1983. — № 4. — С. 23–26.*
 53. *О влиянии временных деформаций на снижение сопротивления околосшовной зоны локальным разрушениям / О. С. Мнушкин, Б. В. Потапов, Л. А. Копельман, Г. Л. Петров // Там же. — 1974. — № 2. — С. 1–3.*

The paper gives terminological analysis of the phenomenon of subsolidus cracking in welding. Structural and technology factors affecting formation of subsolidus cracks in welding of various materials with fcc-structure of the crystalline lattice are considered. The need for generalizing the current concepts on this issue with application of modern physical models from the field of dislocation theory of plastic deformation and brittle fracture mechanisms at high-temperature creep is noted.

Поступила в редакцию 04.12.2009

Межгосударственная ассоциация

Titan

Генеральный спонсор Конференции:
ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА»

КОРПОРАЦИЯ **ВСМПО АВИСМА**

г. Екатеринбург










МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

Ti-2010 в СНГ

Май 16-19, 2010

Основные темы конференции:

- ✦ обзор рынка титана в странах СНГ и мире
- ✦ национальные программы развития отрасли
- ✦ динамика развития сфер применения титана
- ✦ новые достижения в области металловедения и металлургии титана
- ✦ развитие сырьевой базы титановой отрасли
- ✦ анализ рынка ферротитана

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



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

И. А. РЯБЦЕВ, И. А. КОНДРАТЬЕВ, Я. П. ЧЕРНЯК, Г. Н. ГОРДАНЬ, кандидаты техн. наук,
Т. Г. СОЛОМИЙЧУК, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Н. Ф. ГОДЗЫРА, д-р техн. наук (Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины)

Исследовано влияние шихтовых материалов, содержащих ультрадисперсные карбиды, на свойства металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-АН105. Установлено, что применение ультрадисперсных карбидов приводит к измельчению структуры наплавленного металла и более равномерному распределению легирующих элементов, при этом повышается его наклепываемость и износостойкость.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковые проволоки, высокомарганцевый наплавленный металл, свойства наплавленного металла, микроструктура, ультрадисперсные карбиды

Высокоуглеродистая высокомарганцевая сталь Гадфильда 110Г13 широко применяется для отливки зубьев и ковшей экскаваторов, черпаков драг, землечерпалок, шек, конусов дробилок, железнодорожных крестовин и других подобных деталей [1, 2], что объясняется ее способностью подвергаться действию ударных нагрузок. В результате наклепа твердость поверхностного слоя стали повышается с $HB\ 180...250$ до $450...500$, и он хорошо противостоит абразивному изнашиванию при интенсивных ударных нагрузках. Чисто аустенитную структуру и способность наклепываться сталь 110Г13 приобретает после закалки (нагрев до $950...1100\ ^\circ C$, охлаждение в воде). Отливки из стали 110Г13 имеют, как правило, крупнозернистую структуру, что отрицательно сказывается на трещиностойкости, а также механических и эксплуатационных свойствах стали [3].

Для наплавки деталей из стали 110Г13 в ИЭС им. Е. О. Патона разработана порошковая проволока ПП-АН105, обеспечивающая получение наплавленного металла, который по химическому составу примерно соответствует основному металлу, дополнительно легированному никелем для повышения устойчивости аустенита [4]. Однако нагрев и замедленное охлаждение при температуре $800...500\ ^\circ C$ при наплавке (сварке) деталей из стали 110Г13 приводит к распаду аустенита и выделению карбидной фазы на границах зерен, что снижает ее трещиностойкость, а также механические и эксплуатационные свойства [1, 2]. Использование специальной техники наплавки (наплавка узких валиков с минимальным тепловложением и их последующая проковка) позволяет предотвратить выделение карбидной фазы на гра-

ницах зерен, но избежать формирования крупнозернистой столбчатой структуры наплавленного металла практически не удается.

По результатам проведенных нами исследований [5] установлено, что применение в шихте порошковых проволок ультрадисперсных карбидных композиций способствует измельчению структуры наплавленного металла, соответствующего инструментальным сталям. Целью настоящей работы было исследование влияния ультрадисперсных карбидных композиций, вводимых в шихту порошковой проволоки ПП-АН105, на структуру и свойства аустенитного наплавленного металла типа 110Г13Н. Ультрадисперсные карбидные композиции получали путем высокотемпературной обработки в углекислом газе смеси порошков металлического марганца, железного порошка и природного коллоидного графита. В результате порошок содержал 3,7 мас. % С; 12,6 мас. % Mn; остальное — Fe.

Самозащитными порошковыми проволоками с шихтой, содержащей обработанный порошок ПП-АН105оп, и стандартной шихтой ПП-АН105 наплавливали образцы для исследования структуры и износостойкости наплавленного металла. Наплавку выполняли в четыре слоя проволоками диаметром 2 мм на одинаковом режиме ($I = 230...240\ A$; $U_d = 24...26\ B$).

При исследовании наклепываемости металла, наплавленного обеими проволоками, сначала определяли твердость наплавленного металла по Бринеллю, а затем в полученной лунке выполняли замер твердости по Роквеллу. Установлено, что металл, наплавленный стандартной проволокой ПП-АН105, непосредственно после наплавки имел твердость $HB\ 163...170$, а после наклепа — $HRC\ 34...36$, а металл, наплавленный опытной проволокой ПП-АН105оп, — соответственно $HB\ 179...187$ и $HRC\ 38...40$.

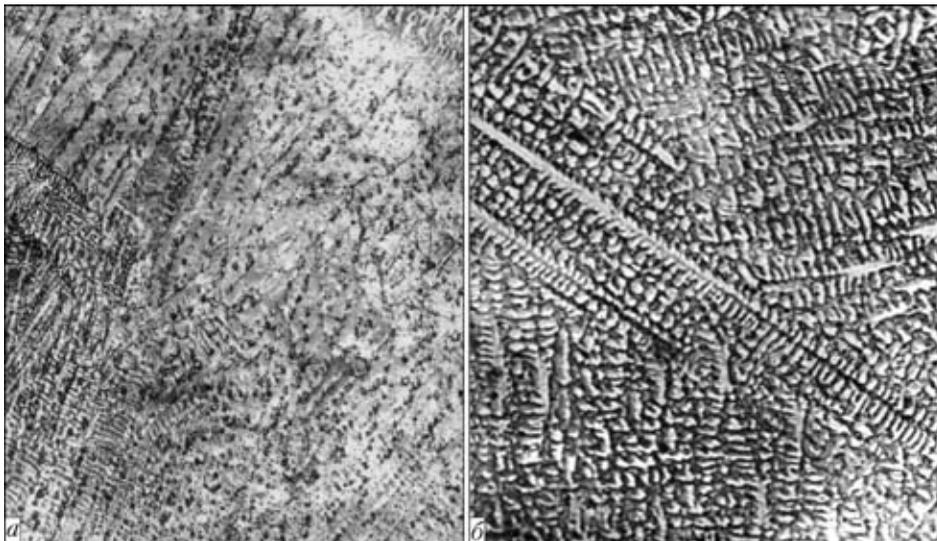


Рис. 1. Микроструктуры (X200) четвертого слоя наплавленного металла, полученного при наплавке порошковыми проволоками ПП-АН105оп (а) и ПП-АН105 (б)

Оценивали также микроструктуру металла, наплавленного проволоками обоих типов. Образцы для металлографических исследований изготавливали из темплетов по стандартной методике. Для выявления микроструктуры их протравливали в 20%-м водном растворе хромовой кислоты. Микротвердость наплавленного металла определяли на твердомере М-400 фирмы «LECO» при нагрузке 1 Н, содержание δ-феррита — на ферритометре FERRITGEHALTME SSER-1.053.

Установлено, что в обоих случаях наплавленный металл имеет аустенитную структуру с незначительным содержанием δ-феррита. Микротвердость аустенитной матрицы металла, наплавленного опытной проволокой, составляет HV 01 264...292, а стандартной проволокой — HV 01 258...285 МПа. Металл, наплавленный опытной проволокой (рис. 1, а) по сравнению с наплавленным стандартной проволокой (рис. 1, б), имеет более мелкозернистую структуру.

Металл, наплавленный опытной проволокой, содержит 1,0...1,5 мас. % δ-феррита, а стандартной — 0,2...0,3 мас. % δ-феррита. Известно, что при сварке хромоникелевых аустенитных сталей наличие в структуре стали 2,0...3,0 мас. % δ-феррита позволяет успешно бороться с кристаллизационными трещинами [6]. По-видимому, и при наплавке аустенитной стали 110Г13 δ-феррит должен сыграть свою положительную роль.

Однородность распределения основных легирующих элементов в наплавленном металле определяли с помощью микрорентгеноспектрального анализатора «Camebax SX50» на глубине примерно 70 мкм от поверхности наплавленного металла параллельно ей в автоматическом режиме с интервалом примерно 1,01 мкм (рис. 2).

Распределение легирующих элементов в металле, наплавленном опытной проволокой ПП-

АН105оп (рис. 2, а), более равномерное, чем в наплавленном проволокой ПП-АН105 со стандартной шихтой (рис. 2, б). Особенно это заметно на примере основного легирующего элемента — марганца.

Износостойкость образцов металла, наплавленного порошковыми проволоками ПП-АН105оп и ПП-АН105, определяли при сухом трении металла по металлу при комнатной температуре по схеме вал–плоскость (рис. 3). Образцы размером 3×15×25 мм вырезали из наплавленного металла так, чтобы испытываемая плоскость попадала в верхние слои наплавленного металла. Вал–контртело диаметром 40 мм изготавливали из стали 45 и закачивали до твердости HRC 42. В процессе испытаний образец прижимается к контртелу плоскостью, которая имеет в плане размер 3×25 мм. В результате на испытываемой плоскости образуется лунка, а на контртеле — дорожка. При этом выб-

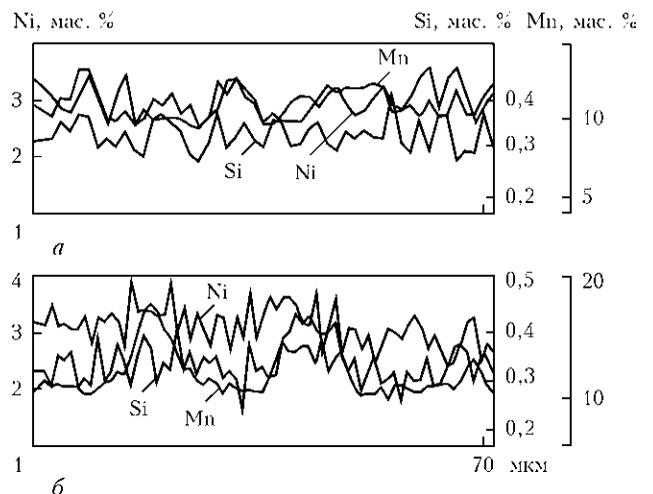


Рис. 2. Распределение легирующих элементов в металле, наплавленном порошковыми проволоками ПП-АН105оп (а) и ПП-АН105 (б)

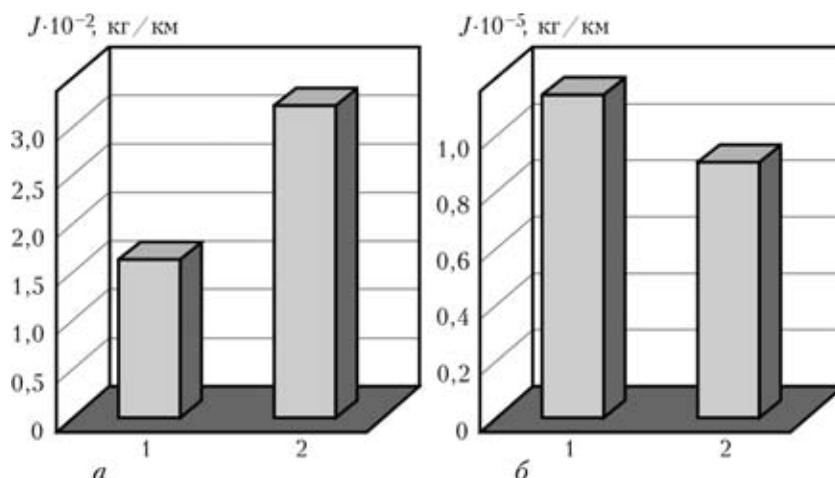


Рис. 3. Износ J образцов (а) и контртел (б), наплавленных порошковыми проволоками ПП-АН105оп (1) и ПП-АН105 (2)

ран следующий режим испытаний: скорость скольжения 1 м/с; нагрузка 30 Н; частота вращения контртела 30 об/мин. Этот режим обеспечивал стабилизацию триботехнических характеристик всех исследованных образцов. Использование системы позиционирования позволяло повторять испытания каждого наплавленного образца не менее трех раз на новых участках поверхности трения образца и дорожке трения контртела.

Испытания показали, что износ металла, наплавленного опытной проволокой ПП-АН105оп, примерно вдвое меньше, чем у наплавленного стандартной проволокой ПП-АН105 (рис. 3, а). Износ колец-контртел, которые испытывали в паре с образцами, наплавленными опытной проволокой ПП-АН105оп, в 1,2 раза выше чем у тех, которые испытывались с образцами, наплавленными стандартной проволокой ПП-АН105 (рис. 3, б). Однако суммарная износостойкость пары трения опытный наплавленный металл–кольцо-контртело была выше, чем у пары трения стандартный наплавленный металл–кольцо-контртело.

Таким образом, применение в порошковой проволоке ПП-АН105 шихтовых материалов, содержащих ультрадисперсные карбиды, приводит к измельчению структуры наплавленного металла

типа 110Г13Н и более равномерному распределению в ней легирующих элементов.

При сухом трении скольжения металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-АН105, шихта которой содержит ультрадисперсные карбиды, подвержен наклепу в большей степени и в результате характеризуется в 2 раза более высокой стойкостью, чем металл, наплавленный стандартной проволокой ПП-АН105.

1. *Металлургия высокомарганцевой стали* / М. И. Гасик, Ю. Н. Петров, И. А. Семенов и др. — Киев: Техніка, 1990. — 136 с.
2. *Житнов С. В., Давыдов Н. Г., Братчиков С. Г.* Высокомарганцевые стали. — М.: Металлургия, 1995. — 302 с.
3. *Астафьев А. А.* Влияние размера зерна на свойства марганцовистой аустенитной стали 110Г13Л // *Металловедение и терм. обработка металлов.* — 1997. — № 5. — С. 18–20.
4. *Рябцев И. А., Кондратьев И. А.* Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Екотехнологія, 1999. — 62 с.
5. *Влияние шихтовых материалов порошковых проволок, содержащих ультрадисперсные карбиды, на свойства наплавленного металла типа инструментальных сталей* / И. А. Рябцев, И. А. Кондратьев, Н. Ф. Годзыра и др. // *Автомат. сварка.* — 2009. — № 6. — С. 13–16.
6. *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением* / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.

Effect of the charge materials containing ultra-dispersed carbides on properties of metal deposited with flux-cored wire PP-AN105 was studied. It was established that utilisation of ultra-dispersed carbides leads to refining of structure of the deposited metal and more uniform distribution of alloying elements, thus increasing its cold workability and wear resistance.

Поступила в редакцию 14.07.2009



РЕМОНТ ТРУБОПРОВОДОВ ОРБИТАЛЬНОЙ СВАРКОЙ ТИГ ВНУТРИ ОБИТАЕМЫХ КОСМИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ

Е. Г. ТЕРНОВОЙ, А. Р. БУЛАЦЕВ, Т. Г. СОЛОМИЙЧУК, В. Ф. ШУЛЫМ, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведены исследования по применению оборудования и технологии орбитальной ТИГ сварки с целью ремонта трубопроводов внутри функционирующих космических объектов. Изучены свойства и структурные особенности трубчатых соединений из стали 12Х18Н12Т, полученных способом автоопрессовки в условиях пониженного воздействия гравитации Земли.

Ключевые слова: орбитальная ТИГ сварка, трубопроводы, нержавеющая сталь, неповоротные стыки, пониженная гравитация, микрокамера, трубчатые соединения, механические свойства, макро- и микроструктура, микротвердость

При выполнении ремонтных работ на борту международной космической станции (МКС) в условиях космоса актуальной является проблема сварки неповоротных стыков трубопроводов различного назначения. Анализ эксплуатации космических объектов, длительное время функционирующих в условиях орбитального полета, в частности, российского комплекса «Мир», свидетельствует о том, что одними из наиболее уязвимых узлов являются технологические трубопроводы. Предполагается, что через 6...10 лет с начала эксплуатации МКС может возникнуть потребность в их ремонте и соответственно в способах и устройствах для его реализации.

По мнению авторов работ [1, 2], аргонодуговая сварка неплавящимся вольфрамовым электродом (ТИГ) — один из основных способов сварки и ремонта трубопроводов в условиях космоса при использовании специализированных накидных камер с контролируемой атмосферой. Способ ТИГ как с подачей присадочных материалов, так и без нее, нашел широкое применение при изготовлении конструкций в различных отраслях промышленности [3–5].

Без присадочного материала обычно сваривают стыковые соединения с отбортовкой кромок, нахлесточные соединения, а также стыковые соединения без отбортовки кромок (в основном трубчатые) способом автоопрессовки [6–9]. При этом способе применяют многопроходную сварку, которую выполняют в непрерывном и импульсном режиме, а также с активирующими добавками [10–13]. Вопреки существующему мнению о вредном влиянии повторных нагревов при многопроходной сварке ТИГ наблюдается повышение прочности соединений по сравнению со швами,

сваренными с подачей присадочной проволоки, которая соответствует составу основного металла [14]. Разработкой технологии и оборудования для этих целей занимаются различные предприятия СНГ, а также многие иностранные фирмы. Однако оборудование и технологии для сварки и ремонта трубопроводов непосредственно в космосе отсутствуют.

В настоящей работе рассмотрено применение способа орбитальной ТИГ сварки для ремонта трубопроводов внутри функционируемых космических станций и изучены свойства многопроходных стыковых трубчатых соединений, полученных при отработке предварительной технологии, применительно к условиям микрогравитации.

В процессе проведения экспериментов применяли инверторный источник питания для сварки ТИГ «GUSMI-160». В качестве образцов использовали трубки из стали 12Х18Н12Т диаметром 10,0 мм и толщиной стенки 1,0 мм, которые сваривали встык без присадочных материалов. При этом использовали вольфрамовый электрод марки WT20 фирмы «Winzel» диаметром 1,6 мм с углом заточки 60° и притуплением 0,5 мм. В качестве защитного газа применяли аргон высшего сорта (ГОСТ 10157–79), расход которого составлял 4...6 л/мин.

На первом этапе выполняли сварку «на спуск» при неподвижном источнике дугового нагрева и горизонтально расположенной вращающейся трубкой. Такой выбор пространственного положения и способа выполнения процесса сварки предполагает минимальное воздействие на расплавленную сварочную ванну гравитационного поля Земли [15–18].

На втором этапе выполняли орбитальную сварку горизонтальными швами на вертикально расположенной неповоротной трубке с помощью накидной микрокамеры (рис. 1).

В результате проведенных работ были определены оптимальные режимы одно- и многопроходной сварки для обоих вариантов, свойства и

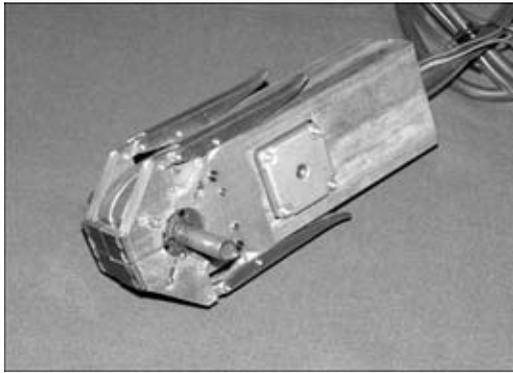


Рис. 1. Внешний вид накидной микрокамеры для орбитальной сварки ТИГ трубопроводов в условиях микрогравитации

структурные особенности соединений, полученных без подачи присадочной проволоки.

Качество полученных стыковых соединений оценивали путем внешнего осмотра, а также по макро- и микрошлифам. Химический состав основного металла (ОМ) и металла швов изучали с помощью спектрального анализа спектрометром ДФС-36. Временное сопротивление разрыву сваренных соединений определяли путем механических испытаний трубчатых образцов на разрывной машине ЦДМ-4 при температуре +20 °С. Металлографические исследования, фотосъемку геометрии и структуры металла как всего соединения, так и его отдельных участков выполняли на оптическом микроскопе «Neophot 32». Балл зерен

измеряли путем визуального сравнения с эталонами шкал в соответствии с ГОСТ 5639–82. Твердость соединений по Виккерсу при нагрузке 1,0 Н измеряли на трубчатых поперечных микрошлифах на микротвердомере М-400 фирмы «LECO» с шагом 0,3 мм. Структурные составляющие выявляли с помощью электрохимического травления в 20%-м водном растворе хромовой кислоты при напряжении 20 В в течение 10 с.

Для установления режимов сварки стыковых трубчатых соединений вначале выполняли проплавления на сплошных трубчатых образцах из стали 12Х18Н12Т. После этого стыковые соединения сваривали одним, а затем многопроходными швами.

Режимы сварки ТИГ стыковых трубчатых соединений «на спуск» и орбитальной были одни и те же (табл. 1). При этом первый проход выполняли со сквозным проплавлением, а последующие наплавочные проходы по первому шву — без сквозных проплавлений. В результате проведенных экспериментов установлено, что выбранные режимы сварки ТИГ со сквозным проплавлением стыковых трубчатых соединений из стали 12Х18Н12Т позволяют получать кольцевые швы за один проход с усиленным корневым валиком и незначительным ослаблением лицевой части шва (см. макрошлиф образца № 30 в табл. 1). Последующие опрессовочные проходы способс-

Таблица 1. Режимы сварки ТИГ стыковых соединений труб диаметром 10×1 мм из стали 12Х18Н12Т (скорость сварки 15 м/ч)

№ образца	Количество проходов	Ток дуги, А, при выполнении прохода				Макрошлиф соединения
		Один	Два	Три	Четыре	
30	Один	28	—	—	—	
41	Два	28	22	—	—	
56	Три	28	22	18	—	
58	Четыре	28	22	18	15	



Таблица 2. Химический состав (мас. %) ОМ и металла швов, полученных орбитальной многопроходной ТИГ сваркой на трубках из стали 12Х18Н12Т

№ образца	Количество проходов	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Cu
1 (ОМ)	—	0,63	1,15	18	11,6	0,85	0,22
27	Один	0,62	1,14	18	11,4	0,86	0,21
42	Два	0,62	1,13	17,8	11,5	0,85	0,21
50	Три	0,62	1,12	18	11,4	0,85	0,22
57	Четыре	0,62	1,12	17,8	11,6	0,85	0,22

Таблица 3. Результаты испытаний на растяжение ОМ и соединений труб диаметром 10×1 мм из стали 12Х18Н12Т, полученных орбитальной ТИГ сваркой и сваркой «на спуск»

№ образца	Количество проходов	Место разрушения	Результаты испытаний σ_v , МПа	
			ОМ	сварное соединение
1, 2, 3	—	ОМ	782...788	—
72, 76, 79 28, 29, 31	Один	Шов	—	605...635 610*...630*
82, 84, 85 43, 44, 45	Два	ЗТВ	—	638...657 635*...660*
87, 89, 90 51, 52, 53	Три	»	—	635...647 638*...650*
92, 93, 98 60, 61, 62	Четыре	»	—	612...637 608*...642*

* Образцы выполнены сваркой «на спуск».

твуют получению швов с усилением верхней части шва, что видно на макрошлифах образцов 41, 56, 58 табл. 1.

Анализ макрошлифов соединений показал, что путем выбора основного и опрессовочных режимов сварки можно достичь оптимальной геометрии и удовлетворительного формирования верхнего и корневого валиков усиления как для сварки «на спуск», так и для орбитальной сварки. Равномерность проплавления корня шва и его усиления достигается в результате стабильной скорости сварки, которую обеспечивает шаговый двигатель KRS392S-4015-Z121-W60, управляе-

мый драйвером KRD1250i, и стабилизации тока сварки инверторного источника питания «GUS-MI-160». Последующими (опрессовочными) проходами, которые выполняли дугой меньшей мощности, повторно прогревается металл шва первого прохода, а также ЗТВ. При этом в зоне нагрева до температур пластичного и упругопластичного состояния металл подвергается местной пластической деформации (выпучивается) под действием внутренних сжимающих напряжений. Таким образом, усиление шва получают без приложения внешних сжимающих усилий и присадочного материала для обоих вариантов.

Химический состав металла шва соединений, полученных за один, два, три и четыре прохода без присадочного материала, практически не отличается от ОМ (табл. 2).

Сравнив значения временного сопротивления разрыву стыковых соединений труб диаметром 10×1 мм из стали 12Х18Н12Т, полученных для вариантов сварки «на спуск» и орбитальной сварки, при различных количествах сварочных проходов (табл. 3), следует отметить, что наименьшее значение прочности было получено после первого и четвертого проходов.

Наиболее приемлемые результаты получены после второго и третьего проходов (0,80...0,84 σ_v ОМ).

Исследования неметаллических включений в соединениях из стали 12Х18Н12Т, полученных без присадочной проволоки для вариантов сварки «на спуск» и орбитальной сваркой, показали, что в ОМ наблюдаются единичные и строчечные оксиды (рис. 2, а, б), а в металле шва после первого



Рис. 2. Микроструктуры (×500) ОМ и металла шва с неметаллическими включениями в них: а — цепочки оксидов в ОМ вдоль проката; б — сульфиды в ОМ, вытянутые вдоль проката; в — включения корунда и силикатов в однопроходном металле шва

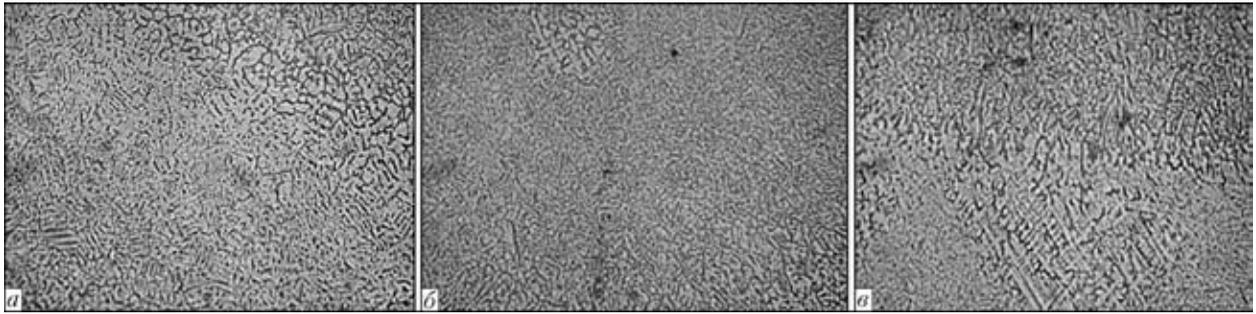


Рис. 3. Микроструктура (×320) металла шва трубчатого соединения из стали 12Х18Н12Т, полученного орбитальной ТИГ сваркой за четыре прохода: а, б — металл шва соответственно после первого и второго проходов; в — на границе третьего и четвертого проходов

прохода — единичные включения корунда и мелкие силикаты глобулярной формы (рис. 2, в).

Необходимо также отметить наличие включений нитридов титана в металле шва после первого прохода и в зоне сплавления.

После второго и последующих проходов неметаллические включения в швах и в зоне сплавления наблюдались значительно реже.

Макроструктура металла шва, полученного при орбитальной сварке за четыре прохода, приведена в табл. 1 (образец № 58), где шов имеет усиление как по наружной поверхности, так и в его корневой части. Металл шва плотный, без пор, трещин и других дефектов, форма шва симметричная, микроструктура этого соединения показана на рис. 3.

Литая структура шва представляет собой двухфазную систему — аустенит и δ-феррит. Структура металла шва после первого прохода дисперсная. Содержание δ-феррита в металле шва составляет примерно 1...1,5%. В металле шва после второго прохода зерно аустенита увеличивается и уменьшается количество δ-феррита (до 0, 5...1%). После третьего и четвертого проходов структура металла шва более мелкодисперсная, чем после первого прохода. Неметаллические включения в шве и в зоне сплавления встречаются значительно реже, чем в металле шва после первого прохода.

В металле ЗТВ с двух сторон шва наблюдается типичная аустенитная структура (рис. 4).

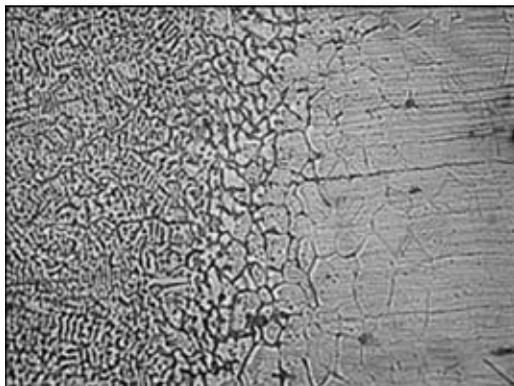


Рис. 4. Микроструктура (×500) металла ЗТВ соединения из стали 12Х18Н12Т, полученного орбитальной сваркой ТИГ за четыре прохода

Небольшое количество δ-феррита (до 0,5 %) выявлено на участках, прилегающих к линии сплавления. Размер зерна на участке крупного зерна ЗТВ с двух сторон одинаков и соответствует баллу № 5 (ряд 3). На участке мелкого зерна размер зерен соответствует баллу № 8 (ряд 3). Микроструктура ОМ состоит из аустенитных зерен балла № 6 (ряд 3) и представляет собой аустенит и δ-феррит с ярко выраженной текстурой проката. Вдоль волокон проката наблюдаются неметаллические включения, а также частицы карбидов. Балл зерна на границе ОМ — участок неполной перекристаллизации соответствует баллу № 7 (ряд 3).

Микротвердость соединений измеряли по верхним срезам наружных поверхностей трубок в перпендикулярном направлении к шву.

Показатели твердости металла шва, ЗТВ и ОМ отличаются между собой. Кроме того, на значения твердости влияет и количество сварочных проходов. На рис. 5 показаны распределения микротвердости для сварных трубчатых соединений, полученных за один, два и четыре прохода, где максимальная микротвердость составляет 2750 МПа в центре однопроходного шва, а минимальная в этом же соединении на участке крупного зерна — 1650 МПа в металле ЗТВ. В швах с двумя проходами характер распределения микротвердости остался таким же, как и после первого прохода, однако значения микротвердости стали несколько ниже. А после третьего и особенно после чет-

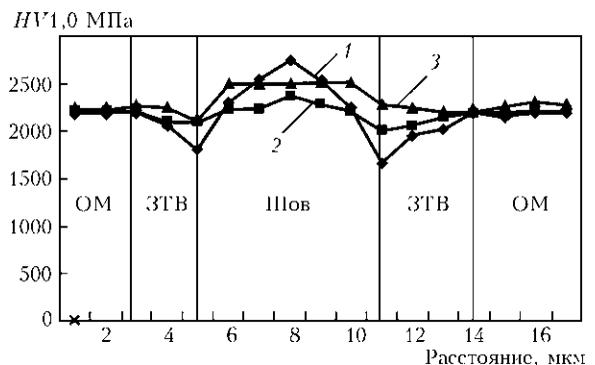


Рис. 5. Распределение микротвердости соединений труб (образец № 47) из стали 12Х18Н12Т, полученных орбитальной сваркой ТИГ за один (1), два (2) и три (3) прохода



вертого проходов распределение микротвердости более стабильно по всему сечению шва и достигает значения 2500 МПа.

Таким образом, экспериментально показана возможность получения качественных сварных соединений тонкостенных труб из нержавеющей стали 12Х18Н12Т при ремонте трубопроводов методом орбитальной сварки ТИГ.

1. *Некоторые* принципы конструирования оборудования для технологических работ в космосе / Б. Е. Патон, В. Ф. Лапчинский, В. В. Стесин и др. // Тем. сб. докл. IV Гагаринских чтений: «Технология в космосе». — М.: Изд-во МАИ, 1977. — С. 16–23.
2. *Применение* сварки для ремонта космических объектов / Б. Е. Патон, Д. А. Дудко, В. Н. Бернадский и др. // Косм. исследования на Украине. — 1976. — Вып. 9. — С. 3–5.
3. *Руссо В. Л.* Дуговая сварка в инертных газах. — Л.: Судостроение, 1984. — 120 с.
4. *Современные* технологии в производстве газотурбинных двигателей / Под ред. А. Г. Братухина, Г. К. Язова, Б. Е. Карасева. — М.: Машиностроение, 1977. — 416 с.
5. *Абрамов Е. В., Ляшенко В. И., Семенов В. А.* Автоматическая сварка тонкостенных труб малого диаметра из стали и титана // Прогрессивные методы обработки металлов и сплавов. — Л.: ЛДНТП, 1975. — С. 27.
6. *Сварка* в машиностроении: Справочник: В 4 т. — Т.1 / Под ред. Н. А. Ольшанского. — М.: Машиностроение, 1978. — С. 223–226.
7. *Гриненко В. И., Белкин С. А., Астафурова Н. И.* Сварка неповоротных стыков труб из стали 1Х18Н9Т методом автоопрессовки // Свароч. пр-во. — 1963. — № 10. — С. 27–29.
8. *А. с. 212409 СССР, МКИ В 23 К 9/16, 37/2.* Способ сварки автоопрессовкой / В. В. Рошин, Л. И. Акулов, В. И. Гриненко и др. // Открытия. Изобрет. — 1968. — № 9. — С. 52.
9. *А. с. 1593828 СССР, МКИ В 23 К 9/16.* Способ дуговой сварки неповоротных стыков трубопроводов в газозащитной среде / О. М. Новиков, В. П. Морочко, В. О. Токарев и др. // Там же. — 1990. — № 35. — С. 38.
10. *Автоматическая* дуговая сварка стыков трубопроводов методом автоопрессовки / В. В. Рошин, Ю. С. Ищенко, В. А. Букаров и др. // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Сварка в ядерной технологии. — 1985. — Вып. 1. — С. 73–81.
11. *Ищенко Ю. С., Гриненко В. И., Павлов Ю. С.* Импульсная аргодуговая сварка неплавящимся электродом неповоротных стыков труб из стали 1Х18Н9Т // Свароч. пр-во. — 1965. — № 12. — С. 16–18.
12. *А. с. 899296 СССР.* Способ сварки плавлением стыковых соединений / В. А. Букаров, Ю. С. Ищенко, В. Г. Лошакова // Открытия. Изобрет. — 1982. — № 3. — С. 65.
13. *Комбінована* технологія орбітального зварювання неповоротних стиків трубопроводів / М. М. Савицький, О. М. Савицький, Г. М. Мельничук та ін. // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. / За ред. Б. Є. Патона. — Київ: ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, 2006. — С. 379–382.
14. *Properties of weld joints made by self-compression method* / V. V. Roshchin, Yu. S. Ishchenko, V. A. Bukarov, V. A. Khavanov. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-901-85).
15. *Ищенко Ю. С.* Физико-технологические основы формирования швов в процессе дуговой сварки // Тр. НИКИМТ / Под ред. Л. Н. Щавелева. — М.: ИздАТ, 2002. — Т. 2. — С. 204–237.
16. *Ищенко Ю. С., Гречишкин В. И.* Оценка веса сварочной ванны и геометрических размеров зоны проплавления // Свароч. пр-во. — 1966. — № 11. — С. 30–31.
17. *Особенности* электроннолучевой сварки в различных пространственных положениях / Б. Е. Патон, О. К. Назаренко, В. Е. Локшин, К. С. Акопянц // Автомат. сварка. — 1972. — № 6. — С. 1–4.
18. *Кайдалов А. А.* Электронно-лучевая сварка и смежные технологии. — Изд. 2, перераб. и доп. — Киев: Екотехнологія, 2004. — 260 с.

Investigations on application of equipment and technology for orbital TIG microwelding to repair pipelines inside functional space objects were carried out. Properties and structural peculiarities of 12Kh18N12T steel tubular joints made by auto-pressing under conditions of decreased impact by the Earth gravitation were studied.

Поступила в редакцию 18.11.2009

НОВЫЕ СЕРТИФИКАТЫ НАКС

ООО «Северсталь-метиз: сварочные материалы» получило сертификаты Национального агентства контроля и сварки (НАКС) на марки стальных сварочных проволок Св-08Г2С и Св-08ГА по группе КСМ (конструкции стальных мостов).

С введением в конце 2008 г. жестких требований, регламентирующих строительство КСМ, предприятия мостостроения стали предъявлять повышенные требования к качеству всех материалов, применяемых, в том числе, при производстве сварочных работ. Основным материал, используемый для возведения мостов, высокопрочные стали типа 15ХСНД. В связи с этим предел прочности сварного шва должен составлять не менее 510 МПа.

Специалисты «Северсталь-метиз: сварочные материалы» учли жесткие требования по группе КСМ внесли изменения в нормативную документацию. Для испытаний в лабораториях НАКС были предоставлены опытные образцы омедненной проволоки и проволоки без покрытия Св-08Г2С тонких диаметров (1,2; 1,6; 2,0 мм), Св-08ГА диаметром 4,0 мм, произведенные согласно измененной документации. Проволока успешно прошла испытания, качество сварного шва было признано отвечающим всем требованиям предприятий мостостроения. На основании полученных данных НАКС выдал сертификаты соответствия по группам СК (стальные конструкции) и КСМ.

ООО «Северсталь», ул. Мира, 30 г. Череповец, 162608 Волгоградская область Россия
Тел.: (8202) 531261; факс: (8202) 533010



ОЦЕНКА ТЕМПЕРАТУРНОГО СДВИГА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТОЛЩИНЫ ОБРАЗЦА ПО СИЛОВОМУ И ДЕФОРМАЦИОННОМУ КРИТЕРИЯМ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ

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

Полученные в ИЭС им. Е. О. Патона зависимости между ударной вязкостью KCV и характеристиками трещиностойкости материала применимы для случая, когда в зоне дефекта возникает плоское деформированное состояние. При нарушении этого условия оценка трещиностойкости элементов конструкций не всегда бывает оптимальной. Для решения данной задачи предложено осуществлять оценку температурного сдвига базовых кривых характеристик вязкости разрушения в зависимости от толщины исследуемого образца. Показано, что, кроме толщины образца, при оценке температурного сдвига необходимо также учитывать прочностные характеристики материала и их сварных соединений.

Ключевые слова: ударная вязкость, образец Шарпи, характеристики трещиностойкости, плоская деформация, влияние толщины, температурный сдвиг, деформационное упрочнение материала

Разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона зависимости между ударной вязкостью KCV и характеристиками трещиностойкости материала (δ_{1c} , K_{1c}) применимы для случая, когда в зоне дефекта возникает плоское деформированное состояние [1, 2]. При нарушении данного условия такая оценка трещиностойкости конструкций не всегда бывает оптимальной.

На практике при использовании подходов механики разрушения довольно часто приходится уточнять условия перехода от плоской деформации (ПД) к плоскому напряженному состоянию (ПНС) при развитых пластических деформациях, когда могут быть использованы деформационная характеристика δ_{1c} или J_{1c} -интеграл.

Для критического раскрытия трещины δ_{1c} и J_{1c} условия перехода от ПД к ПНС в отличие от критического коэффициента интенсивности K_{1c} до сих пор мало изучены. Так, в технической литературе измеряемый уровень значений вязкости разрушения при плоской деформации в зависимости от толщины t плоского образца предлагается ограничивать выражением

$$t > m\delta_{1c} \approx mJ_{1c}/H\sigma_T, \quad (1)$$

где H , m — коэффициенты, значения которых изменяются соответственно от 1,0 до 2,0 и от 25 до 100.

Из (1) следует, что при различных значениях коэффициентов H и m ограничивающие требования к толщине образца могут меняться в 8 раз.

Такие существенные отклонения свидетельствуют о неуверенности авторов в правильности выбора предложенного к толщине образца требования для определения условий перехода от ПД к ПНС применительно к сквозным трещинам. Вероятные ошибки при этом могут привести как к катастрофическим последствиям при неконсервативной оценке трещиностойкости, так и к необоснованному удорожанию конструкции из-за неоптимального выбора материалов.

Шаг в направлении устранения неопределенностей в условии (1) сделан в стандарте ASTM E 1921–97 [3] в виде попытки связать условия перехода от ПД к ПНС с температурой вязкохрупкого перехода для образцов различной толщины.

Для ферритных сталей с пределом текучести от 275 до 825 МПа по результатам испытания образцов толщиной до 100 мм принята аппроксимация температурной зависимости K_{jc} :

$$K_{jc(\text{med})} = 30 + 70 \exp [0,019(T - T_0)] \text{ [МПа}\sqrt{\text{м}}], \quad (2)$$

где $K_{jc(\text{med})}$ — среднее значение K_{jc} , определенное на образцах толщиной 25 мм; T_0 — температура, соответствующая $K_{jc} = 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, которая определена при испытании образцов толщиной 25 мм, °С.

Как следует из рекомендаций стандарта ASTM E 1921–97, температура $T_{100}^{(t)}$ для образцов толщиной около 100 мм, когда реализуется условие $K_{jc} = K_{1c} = 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, соответствует температуре $T_{28 \text{ Дж}}$, при которой работа разрушения образцов Шарпи равна 28 Дж, т. е. по сути использовано соотношение между ударной вязкостью образцов Шарпи и критерием K_{1c} , приведенное в работе [1].



Для образцов меньшей толщины переход от ПД к ПНС происходит при более низких температурах. Это обстоятельство учитывается с помощью соответствующего температурного сдвига $T^{(t)}$ при поиске значения $K_{jc}^{(t)} = 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$:

$$T^{(t)} = T_{28 \text{ Дж}} + C, \quad (3)$$

где C — рекомендуемый температурный сдвиг в зависимости от размера стандартных образцов для испытаний на трехточечный изгиб или внецентренное растяжение толщиной 10,0; 12,5; 25,0; 50,0; 75,0; 100,0 мм; значения C принимаются равными соответственно -32 ; -28 ; -18 ; -8 ; -1 ; $+2$ °С.

Такой подход позволяет оценить сопротивление материала развитию сквозной трещины с учетом характерных нарушений состояния ПД при уменьшении толщины конструктивного элемента.

К недостаткам указанного метода относится жесткая нормируемая форма температурной зависимости K_{jc} (2), которая у различных материалов может изменяться.

В настоящей работе предлагается вместо выражения (2) использовать температурные зависимости K_{Ic} (рис. 1), полученные по результатам испытания на ударную вязкость материала, скорректированным для конструктивных элементов различной толщины подобно условию (3).

Разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона соотношения между ударной вязкостью образцов Шарпи и критерием K_{jc} [1], последние можно переписать с учетом поправки на толщину

$$K_{Ic}^{(t)} = (A E a_V^{(t)} / (1 - \nu^2))^{0,5}, \quad (4)$$

где $K_{Ic}^{(t)}$ — расчетная характеристика трещиностойкости при развитии сквозной трещины в конструктивном элементе толщиной t и температуре T ; A — коэффициент корреляции; E — модуль упругости; $a_V^{(t)}$ — ударная вязкость образцов Шарпи при скорректированной температуре $T^{(t)}$ с учетом толщины образца; ν — коэффициент Пуассона;

$$T^{(t)} = T + \Delta T, \quad (5)$$

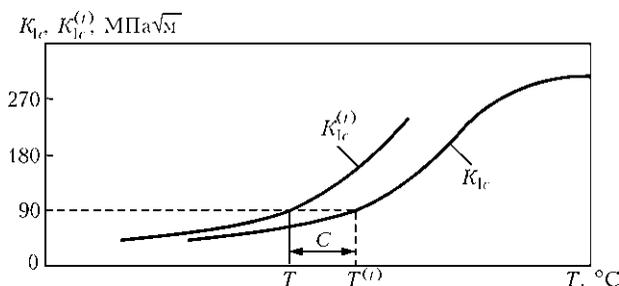


Рис. 1. Графическая интерпретация температурного сдвига по формуле (3), где значение C получено при уменьшении толщины образца

где ΔT — температурный сдвиг при ограниченной толщине конструктивных элементов ($10 < t < 100$ мм), определяется из выражения (3) и принимается равным значению C .

Предложенный подход напоминает метод сдвига вторых критических температур хрупкости по Н. А. Махутову с той существенной разницей, что сдвиг характеристик вязкости разрушения, а не разрушающих напряжений открывает значительно более широкие возможности для расчетных оценок трещиностойкости конструкций. Более детальный анализ результатов сдвига вторых критических температур хрупкости в зависимости от толщины образца представляет также значительный интерес.

На рис. 2 показаны обобщенные результаты экспериментальных данных сдвига вторых критических температур в зависимости от толщины образцов из низкоуглеродистых и низколегированных сталей при испытании на растяжение [4]. Испытывали образцы, ширина сечения которых в 4...5 раз и более превышала их толщину. Важным является то, что вторые критические температуры повышаются с увеличением толщины образца, что в свою очередь указывает на опасность возникновения хрупких разрушений толстостенных крупногабаритных элементов конструкций. Относительный сдвиг критических температур хрупкости $\Delta T_{кр}$ по отношению к образцу толщиной 10 мм в этом случае можно описать следующей зависимостью:

$$\Delta T_{кр} = 50(t_{кр} - 10)/t_{кр}, \quad (6)$$

где $t_{кр}$ — текущая толщина образца, мм.

Как видно из рис. 2, температурный сдвиг при увеличении толщины образца стабилизируется и достигает примерно 50...55 °С (по отношению к образцу толщиной 10 мм), что несколько выше значений, рекомендуемых стандартом ASTM E 1921-97.

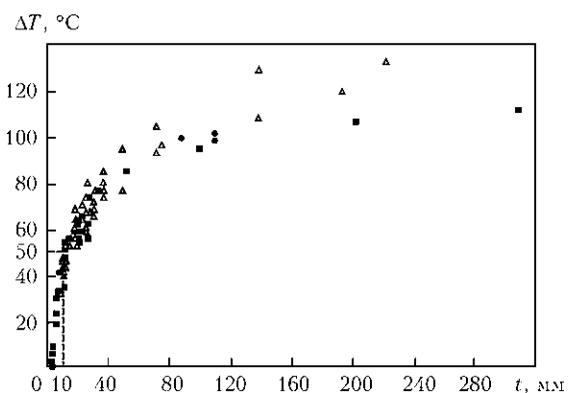


Рис. 2. Зависимость сдвига критических температур хрупкости от толщины испытуемого образца по отношению к образцу толщиной $t = 10$ мм, полученная по формуле (6) при $t_{кр} > 10$ мм



Для сравнения зависимостей (3) и (6) перепишем их в следующем виде:

$$C = T^{(t)} - T_{28 \text{ Дж}}; \quad (7)$$

$$C_{\text{кр}} = 50(t_{\text{кр}} - 10)/t_{\text{кр}} - 50, \quad (8)$$

где $C_{\text{кр}}$ — критический сдвиг вторых критических температур в зависимости от толщины образца.

Как видно из рис. 3, температурные сдвиги вторых критических температур хрупкости и характеристик вязкости по ASTM E 1921–97, соответствующие $K_{Jc} \approx 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, практически совпадают в довольно широком диапазоне значений толщины образца. Более того, наблюдаемое отличие между температурными сдвигами при толщине образца 10...15 мм скорее связано с различными их сечениями. Подобные значения температурного сдвига отмечаются и в стандарте ASTM E 1921–97, где для образца Шарпи с усталостной трещиной при испытании на статический изгиб рекомендуется температурный сдвиг C , равный $-50 \text{ }^\circ\text{C}$.

Таким образом, можно предположить, что введение характеристики $K_{Ic}^{(t)}$ позволит более рационально использовать силовой критерий, поскольку связывает его с температурой $T_{28 \text{ Дж}}$ с учетом зависимости от толщины конструктивного элемента.

Температурный сдвиг ΔT может быть использован и в других случаях, например, при изменении условий перехода от ПД к ПНС в результате динамического старения материала в зонах концентрации термопластических деформаций, при возникновении закалочных структур, при науглероживании металла в процессе эксплуатации и др. Что касается поверхностных трещин, то для этого случая условия сохранения ПД еще мало изучены.

На основании численных и экспериментальных исследований [6] можно заключить, что напряжения и деформации вблизи вершины трещины в реальном трехмерном теле зависят от напряженно-деформированного состояния двух областей — в расположенной в непосредственной близости от вершины трещины, где проявляется влияние местного стеснения, и в более удаленной от вершины трещины, где деформации соответствуют условиям ПНС и зависят от общего напряженно-деформированного состояния ослабленного трещиной сечения.

В первой из указанных областей степень стеснения пластических деформаций может быть охарактеризована коэффициентом $\beta = \sigma_{\text{max}}/\sigma_{0,2}$ (где σ_{max} — максимальное напряжение перед вершиной трещины; $\sigma_{0,2}$ — предел текучести при одноосном напряжении), который при плоском деформированном состоянии достигает 2,57.

Во второй области степень стеснения деформации может выражена формулой

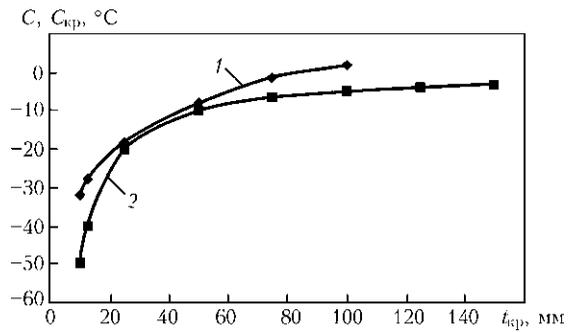


Рис. 3. Зависимость рекомендуемого по стандарту ASTM E 1921–972 C (1) и критического $C_{\text{кр}}$ (2) по формуле (2) температурных сдвигов от толщины $t_{\text{кр}}$ образца

$$L = \sigma_{o,m}/\sigma_{0,2}, \quad (9)$$

где $\sigma_{o,m}$ — средние напряжения в сечении образца, ослабленном дефектом, соответствующие наступлению текучести (пределу общей текучести).

Естественно, что в случае $L = \beta$ нет оснований ожидать нарушения состояния плоской деформации при любых уровнях вязкости разрушения материала, поскольку степень стеснения пластических деформаций в условиях локальной и общей текучести одинакова. Напротив, при $L < \beta$ можно ожидать, что по мере развития пластической зоны и особенно при наступлении общей текучести будет происходить постепенный переход от ПД к состоянию, характерному для всего ослабленного сечения ($\beta \rightarrow L$). Для этих случаев необходимо определить условия, обеспечивающие инвариантность характеристики δ_{Ic} как при экспериментальном измерении, так и при расчетах. Такие исследования были выполнены В. С. Гиренко. Суть их сводится к следующему. Раскрытие трещины δ_c , как и другие критерии трещиностойкости, не является константой при квазихрупких состояниях материала. Поэтому на практике приходится ориентироваться на характеристику δ_{Ic} .

Для неглубоких и коротких поверхностных дефектов это приводит к погрешности, идущей в запас трещиностойкости и прочности. Однако, учитывая низкую точность определения размеров дефектов при неразрушающем контроле, а также возможность их близкого расположения друг от друга, такой подход является вполне обоснованным, и при недопущении сквозного дефекта разделение условий перехода от ПД к ПНС вряд ли оправдано.

В этом случае применительно к задачам технической диагностики характеристика трещиностойкости δ_{Ic} должна определяться для наиболее жесткого случая (условия ПД), что может быть относительно легко достигнуто во всем диапазоне переходных температур по результатам стандартных механических испытаний [1, 2]:

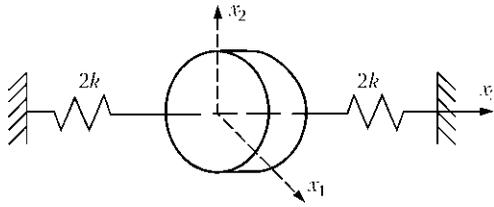


Рис. 4. Модель сдерживания толщины образца по [9]

$$\delta_{1c} = 0,5Aa_V/\sigma_{0,2}, \quad (10)$$

где a_V — ударная вязкость образцов Шарпи при соответствующей температуре испытания; для низколегированных и низкоуглеродистых сталей обычно принимается $A = 0,1$.

Что касается использования деформационного критерия δ_{1c} для оценки сквозных трещин, то по аналогии с силовым критерием (4) деформационная кривая также может быть записана в виде

$$\delta_{1c}^{(t)} = 0,5Aa_V^{(t)}/\sigma_{0,2}, \quad (11)$$

где $\delta_{1c}^{(t)}$ — скорректированная характеристика вязкости разрушения при развитии сквозной трещины в конструктивном элементе толщиной t и при температуре $T^{(t)}$.

Преимущества метода испытаний на раскрытие трещины по сравнению с силовым критерием мало у кого вызывают сомнение. В первую очередь это связано с менее жесткими требованиями к толщине образца и возможностью оценки характеристики трещиностойкости δ_c в квазихрупкой и вязкой областях.

Для уточнения температурного сдвига ΔT по деформационному критерию внимания заслуживают работы [7–9], где влияние толщины металла шва на критическое значение δ_c оценивается с помощью «сдерживающего коэффициента толщины листа β ». Авторы исходили из предположения, что влияние толщинной напряженности на деформацию вдоль фронта трещины может быть выражено моделью, показанной на рис. 4, 5, а имен-

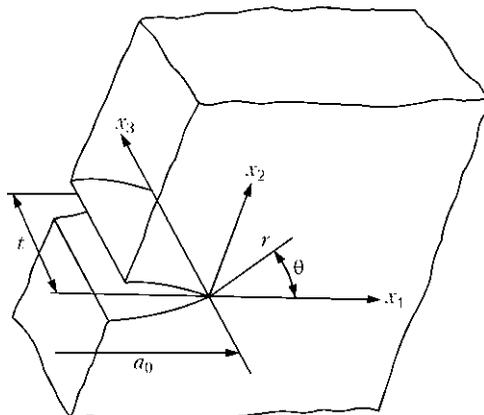


Рис. 5. Расположение осей координат перед фронтом трещины; a_0 — длина трещины

но, отношением среднего напряжения $\bar{\sigma}_{33}$ к средней деформации $\bar{\epsilon}_{33}$ в направлении толщины пропорционально значению величины k , которая определяется как постоянная

$$k = \bar{\sigma}_{33}/\bar{\epsilon}_{33} = - \frac{\int_0^{t/2} \sigma_{33} dx_3/t}{\int_0^{t/2} \epsilon_{33} dx_3/t}. \quad (12)$$

Задавая k выражением

$$k = (1/\beta - 1)\bar{E}, \quad (13)$$

где \bar{E} — тангенс угла наклона диаграммы деформация–напряжение при одноосном нагружении в пластической области, и решая уравнение (13) методом конечных элементов [9], получаем следующее соотношение между β и t :

$$\beta = \begin{cases} 10,24/(t + 5,24), & t > 10; \\ 1 - t^2/(20t + 104,9), & t \leq 10. \end{cases} \quad (14)$$

Рассмотрев небольшой образец, растянутый в направлении оси x_2 перед фронтом трещины (рис. 6), без учета упругих деформаций соотношение напряжение–деформация на оси x_1 можно записать в виде

$$\epsilon_{22} = \frac{\epsilon_i^p}{\sigma_i} \left(\sigma_{22} - \frac{\sigma_{33} + \sigma_{11}}{2} \right); \quad (15)$$

$$\epsilon_{33} = \frac{\epsilon_i^p}{\sigma_i} \left(\sigma_{33} - \frac{\sigma_{22} + \sigma_{11}}{2} \right), \quad (15a)$$

где σ_i и ϵ_i^p — интенсивность соответственно напряжений и пластических деформаций.

Выразим соотношение σ_{11} и σ_{22} через α

$$\alpha = \sigma_{11}/\sigma_{22}, \quad 0 < \alpha < 1. \quad (16)$$

Тогда связь между раскрытием трещины δ_c и деформацией ϵ_{22} можно записать в виде

$$\delta_c = C_1 \epsilon_{22}, \quad (17)$$

где C_1 — величина постоянная.

При использовании подходов механики разрушения истинные деформации и напряжения в вершине трещины целесообразно ограничивать значениями, соответствующими потере пластической устойчивости материала. А поскольку последняя в момент образования шейки обычно не превышает 20 % деформации, то в нашем случае



можно использовать степенной закон деформационного упрочнения материала

$$\sigma_i = \sigma_{0,2} \left(\varepsilon_i^p / \varepsilon_0 \right)^n, \quad (18)$$

где ε_0 — деформация, соответствующая пределу текучести материала $\sigma_{0,2}$; n — деформационное упрочнение материала.

Предполагая, что хрупкое разрушение происходит в случае, когда нормальное напряжение воображаемого напряженного образца (рис. 6) у вершины достигает критического разрушающего напряжения $\sigma_{кр}$, и исходя из [7–9] можно записать следующее выражение:

$$\delta_c = C_1 \frac{\varepsilon_0}{(\sigma_{0,2})^{1/n}} \times \left[1 - \alpha + \alpha^2 + \frac{(1-\beta)(1+\alpha)}{2} \left\{ \frac{(1-\beta)(1+\alpha)}{2} - \alpha - 1 \right\} \right]^{(1-n)/2n} \times \left\{ 1 - \frac{(1-\beta)(1+\alpha) + 2\alpha}{4} \right\} (\sigma_{кр})^{1/n}. \quad (19)$$

Критическое раскрытие трещины δ_{ic} при плоской деформации в этом случае имеет вид

$$\delta_{ic} = C_1 \frac{\varepsilon_0}{(\sigma_{0,2})^{1/n}} \left(\frac{\sqrt{3}}{2} \right)^{(1/n)+1} (1-\alpha)^{1/n} (\sigma_{кр})^{1/n}. \quad (20)$$

Разделив выражение (19) на (20), δ_c можно представить в виде функции n , β , α и δ_{ic}

$$\delta_c = f(\beta) \delta_{ic}, \quad (21)$$

где

$$f(\beta) = \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \right)^{n+1/n} \times \left[1 - \alpha + \alpha^2 + \frac{(1-\beta)(1+\alpha)}{2} \left\{ \frac{(1-\beta)(1+\alpha)}{2} - \alpha - 1 \right\} \right]^{(1-n)/2n} \times \left\{ 1 - \frac{(1-\beta)(1+\alpha) + 2\alpha}{4} \right\} / (1-\alpha)^{1/n}. \quad (22)$$

Исходя из [10] значение α в деформированной нелинейной зоне изменяется от 0 до 0,6. Для упрощения дальнейших выкладок в некоторых случаях в пластической зоне принимаем среднее значение α равным 0,3. Тогда выражение (22) можно несколько упростить:

$$f(\beta) = \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \right)^{n+(1/n)} \times [0,79 + 0,65(1-\beta)][0,65(1-\beta) - 1,3]^{(1-n)/2n} \times [0,85 - 0,325(1-\beta)] / (0,7)^{1/n}, \quad (23)$$

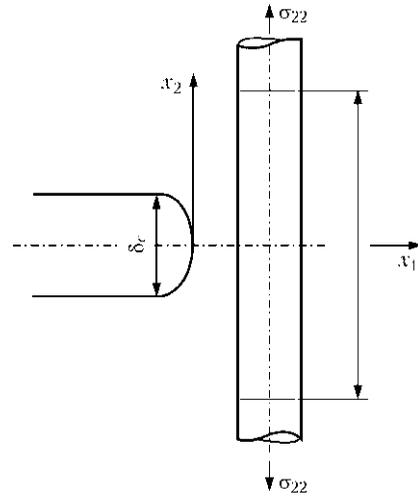


Рис. 6. Схема условного растянутого образца перед вершиной трещины

где β определяется в зависимости от толщины t образца по формуле (14).

При $t > 10$ мм в общем виде зависимость (22) принимает следующий вид:

$$f(\beta) = \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \right)^{n+(1/n)} \times \left[1 - \alpha + \alpha^2 + \frac{(1-10,24)/(t+5,24)(1+\alpha)}{2} \left\{ \frac{(1-10,24)/(t+5,24)(1+\alpha)}{2} - \alpha - 1 \right\} \right]^{(1-n)/2n} \times \left\{ 1 - \frac{(1-10,24)/(t+5,24)(1+\alpha) + 2\alpha}{4} \right\} / (1-\alpha)^{1/n}. \quad (24)$$

На рис. 7, а показана зависимость (24) поправочной функции $f(\beta(t))$ для различных значений деформационного упрочнения n и толщины t образца при $\alpha = 0,3$.

Как видно из рисунка, при толщине образца свыше 25 мм значения поправочной функции $f(\beta(t))$ изменяются от 2 до 1. Это в основном согласуется с общими подходами механики разрушения к определению δ_{ic} в момент инициирования роста трещины в переходной области. Вместе с тем, данный диапазон значений толщины образца значительно выше, чем предъявляется требованием (1). Опыты, выполненные в работе [11] с целью определения критического раскрытия трещины при комнатной температуре в момент начала ее роста, позволили по реплике определить также поперечную деформацию. Результаты показали, что минимальная толщина, необходимая для обеспечения выполнения условия ПД в вязком состоянии, должна удовлетворять условию $t > 25\delta_{ic}$. Наблюдаемый дальнейший рост значений функции $f(\beta(t))$ при уменьшении толщины образца от 25 до 10 мм и деформационного упрочнения n от 0,28 до 0,08, по всей видимости, связан с

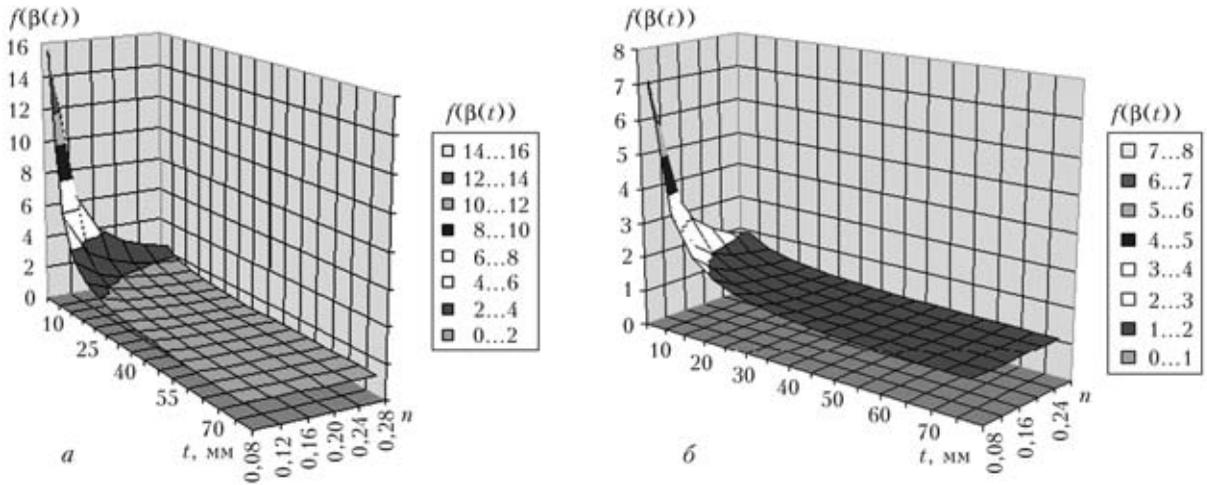


Рис. 7. Изменение значений функции $f(\beta(t))$ в зависимости от деформационного упрочнения n и толщины t образца при $\alpha = 0,3$ (а) и $0,2$ (б)

уменьшением значения α , которое в данном случае принято равным $0,3$.

Как пример, на рис. 7, б представлена зависимость (28) поправочной функции $f(\beta(t))$ от деформационного упрочнения n и толщины t образца при $\alpha = 0,2$.

Из рис. 7 видно, что с уменьшением значений α от $0,3$ до $0,2$ значение функции $f(\beta(t))$ в указанной области падает практически в 2 раза. Последнее свидетельствует о том, что в данном диапазоне значений толщины образца происходит изменение напряженности пластической зоны перед фронтом трещины. Следует еще раз отметить, что выбор значения α в данном случае отражает только возможный качественный скачок функции $f(\beta(t))$, позволяющий ориентировочно определить область хрупковязкого перехода.

Подставляя в (21) выражения (10) и (24), получаем связь между δ_c и стандартными механическими характеристиками $\alpha_V, \sigma_{0,2}$ в зависимости от толщины t конструкционного материала ($t > 10$ мм):

$$\delta_c = 0,5A \frac{\alpha_V}{\sigma_{0,2}} \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{(n+1)/n} \times \left[1 - \alpha + \alpha^2 + \frac{(1-10,24)/(t+5,24)(1+\alpha)}{2} \left\{ \frac{(1-10,24)/(t+5,24)(1+\alpha)}{2} - \alpha - 1 \right\} \right]^{(1-n)/2n} \times \left[1 - \frac{(1-10,24)/(t+5,24)(1+\alpha) + 2\alpha}{4} \right] / (1-\alpha)^{1/n}. \quad (25)$$

В данном случае, выбор толщины образца $t > 10$ мм связан с привязкой к стандартному образцу Шарпи. Переход на более тонкие ударные образцы с V-образным надрезом не позволяет воспользоваться разработанной ранее зависимостью (10).

Однако, если известны результаты испытаний стандартных образцов Шарпи, то теоретическая оценка деформационной характеристики δ_c для

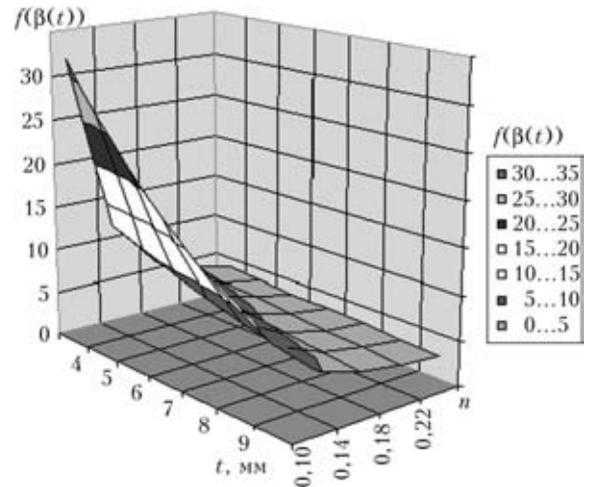


Рис. 8. Изменение функции $f(\beta(t))$ по формуле (27) в зависимости от деформационного упрочнения n и толщины t образца при $\alpha = 0,3$

образца меньшей толщины вполне возможна. Используя второе выражение зависимости (14) при $t < 10$ мм, получаем соотношение

$$\delta_c = 0,5A \frac{\alpha_V}{\sigma_{0,2}} \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{(n+1)/n} \left\{ 1 - \frac{(1-t^2)/(20t+104,9)(1+\alpha) + 2\alpha}{4} \right\} \times \left[1 - \alpha + \alpha^2 + \frac{(1-t^2)/(20t+104,9)(1+\alpha)}{2} \left\{ \frac{(1-t^2)/(20t+104,9)(1+\alpha)}{2} - \alpha - 1 \right\} \right]^{(1-n)/2n} / (1-\alpha)^{1/n}, \quad (26)$$

где поправочная функция $f(\beta(t))$ принимается равной

$$f(\beta(t)) = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{(n+1)/n} \left\{ 1 - \frac{(1-t^2)/(20t+104,9)(1+\alpha) + 2\alpha}{4} \right\} \times \left[1 - \alpha + \alpha^2 + \frac{(1-t^2)/(20t+104,9)(1+\alpha)}{2} \left\{ \frac{(1-t^2)/(20t+104,9)(1+\alpha)}{2} - \alpha - 1 \right\} \right]^{(1-n)/2n} / (1-\alpha)^{1/n}. \quad (27)$$



Как видно из рис. 8, наиболее сильное влияние на величину $f(\beta(t))$, помимо толщины образца t , оказывает также характеристика деформационного упрочнения материала n .

Таким образом, полученные зависимости (25) и (26) позволяют показать применение деформационных характеристик δ_c и δ_{ic} в области переходных температур в зависимости от толщины t образца и деформационного упрочнения n .

Учитывая, что значение δ_i в вязком состоянии очень мало зависит от толщины образца, возникает необходимость введения соответствующего критерия для определения верхней границы температурного перехода исходя из условия

$$\delta_i = \delta_c \tag{28}$$

где δ_i — критическое раскрытие в момент инициирования стабильного роста трещины в вязком состоянии; δ_c определяется по формулам (25) или (26) в зависимости от толщины образца t .

Исходя из зависимости (10) можно записать

$$\delta_i = \frac{A}{2} \frac{a_v^{\max}}{\sigma_{0,2}}, \tag{29}$$

где a_v^{\max} — минимальное значение удельной работы разрушения стандартного образца Шарпи на верхнем шельфе.

В этом случае с учетом выражения (29) зависимость (28) имеет вид

$$\frac{A}{2} \frac{a_v^{\max}}{\sigma_{0,2}} = \frac{A}{2} \frac{a_{v,sp}^T}{\sigma_{0,2}^T} f(\beta), \tag{30}$$

где $a_{v,sp}^T$ — удельная работа разрушения стандартного образца Шарпи при температуре $T_{кр}$ (рис. 9); $\sigma_{0,2}^T$ — условный предел текучести при температуре $T_{кр}$.

Определив из выражения (30) значение ударной вязкости $a_{v,sp}^T$, на температурной кривой ударной вязкости находим $T_{кр}$ и T_i , соответствующие

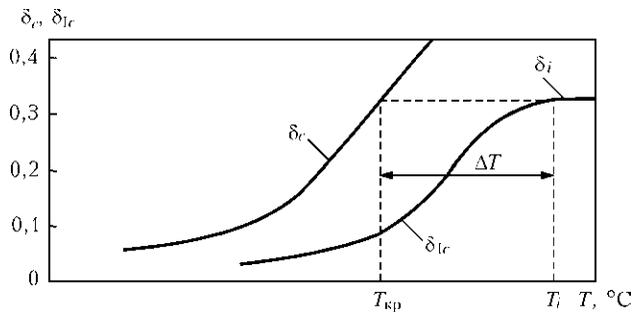


Рис. 9. Графическая интерпретация зависимостей (28) и (30) ($\delta_c = f(\beta)\delta_{ic}$)

$a_{v,sp}^T, a_v^{\max}$. Разница температур $T_i - T_{кр}$ даст нам необходимый сдвиг ΔT , на который необходимо сместить базовую деформационную кривую на верхней границе (рис. 10).

Из выражения (30) при постоянном значении A следует

$$\frac{a_v^{\max}}{a_{v,sp}^T} \approx f(\beta) \frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_{0,2}^T}. \tag{31}$$

При температуре не ниже -60°C пределы текучести $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{0,2}^T$ также меняются крайне незначительно. На практике для наиболее широко используемых конструкционных сталей такие отклонения обычно не превышают 20 %, а потому можно допустить $\sigma_{0,2} \approx \sigma_{0,2}^T$. При этом зависимость (31) еще более упрощается

$$\frac{a_v^{\max}}{a_{v,sp}^T} \approx f(\beta). \tag{32}$$

При небольшой толщине образца и малых значениях деформационного упрочнения материала n функция $f(\beta)$ принимает высокие значения (рис. 7, 9). Последнее «загоняет» ударную вязкость $a_{v,sp}^T$ в область очень низких значений, которые могут быть существенно ниже общепринятого значения 35 Дж/см^2 .

Вместе с тем, предлагаемое ограничение по верхней границе, равное δ_i , в первую очередь связано с возможностью стабильного подрастания трещины в переходной области температур.

Как отмечено выше, в зависимости от толщины материала, можно смягчить требования к силовой характеристике K_{Ic} при температуре ниже $T_{28 \text{ Дж}}$. В этом же случае нижнюю температурную границу, где можно вносить некоторое послабление при использовании деформационного критерия в зависимости от толщины, можно также ограничить значением $T_{28 \text{ Дж}}$. Данное ограничение представляет определенный интерес, поскольку позволяет сравнить температурные сдвиги как по силовому, так и по деформационному критерию

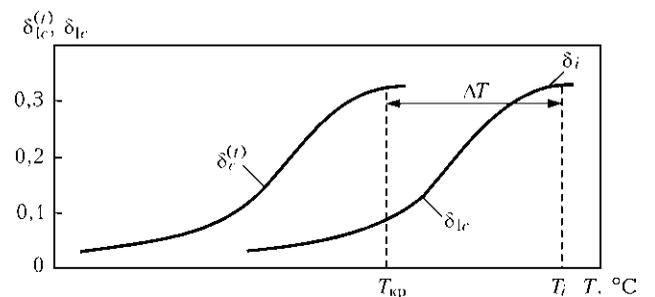


Рис. 10. Графическая интерпретация уравнения (11)

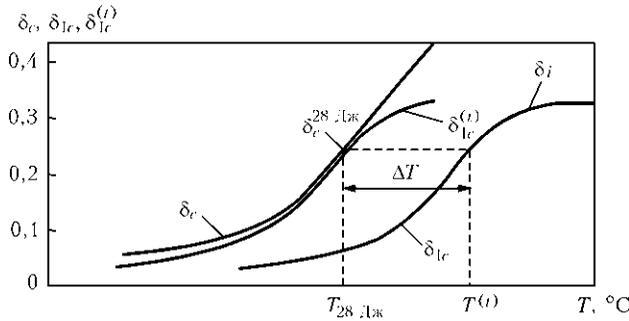


Рис. 11. Графическая интерпретация зависимости (33) ($\delta_c = f(\beta)\delta_{lc}$)

ям относительной единой точки, соответствующей $T_{28 \text{ ДЖ}}$.

Исходя из зависимостей (10), (11) и (21) значение $\delta_{lc}^{(i)}$ на нижней границе при температуре $T_{28 \text{ ДЖ}}$ будет составлять

$$\delta_{lc}^{(i)} = \frac{A}{2} \frac{a_V^{T_{28 \text{ ДЖ}}}}{\sigma_{0,2}^{T_{28 \text{ ДЖ}}}} f(\beta). \quad (33)$$

где $\delta_{lc}^{(i)}$ ограничено сверху значением δ_i ($\delta_{lc}^{(i)} \leq \delta_i$).

Графическая интерпретация зависимости (33)

для случая $\delta_i \geq \delta_{lc}^{(i)} = \frac{A}{2} \frac{a_V^{T_{28 \text{ ДЖ}}}}{\sigma_{0,2}^{T_{28 \text{ ДЖ}}}} f(\beta)$ представлена на

рис. 11.

Как видно из рисунка, в зависимость (33) входит и условие (30) как частный случай. С помощью выражения (10) зависимость (33) приведем к следующему виду:

$$\frac{A}{2} \frac{a_V^{T^{(i)}}}{\sigma_{0,2}^{T^{(i)}}} = \frac{A}{2} \frac{a_V^{T_{28 \text{ ДЖ}}}}{\sigma_{0,2}^{T_{28 \text{ ДЖ}}}} f(\beta), \quad (34)$$

где $a_V^{T^{(i)}} \leq a_V^{\max}$.

По аналогии с выражениями (31) и (32) в первом приближении зависимость (34) можно также привести к виду

$$\frac{a_V^{T^{(i)}}}{a_V^{T_{28 \text{ ДЖ}}}} \leq \frac{\sigma_{0,2}^{T^{(i)}}}{\sigma_{0,2}^{T_{28 \text{ ДЖ}}}} f(\beta), \quad (35)$$

где при выполнении неравенства значение $a_V^{T^{(i)}}$ принимается равным a_V^{\max}

$$\frac{a_V^{T^{(i)}}}{a_V^{T_{28 \text{ ДЖ}}}} \approx f(\beta), \quad (36)$$

при $a_V^{T^{(i)}} \leq a_V^{\max}$.

Данный случай представлен на рис. 12.

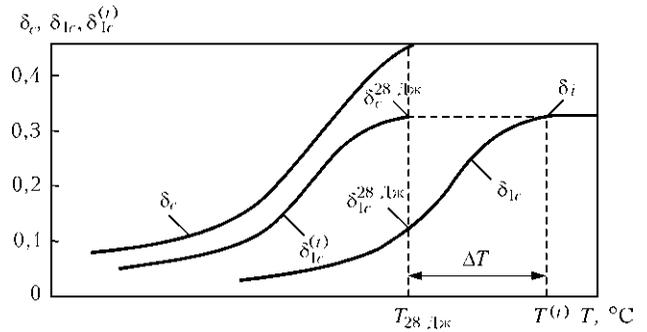


Рис. 12. Графическая интерпретация зависимости (35) для случая выполнения неравенства ($\delta_i < f(\beta)\delta_{lc}^{28 \text{ ДЖ}}$)

Таким образом, выражения (34) и (35) позволяют установить необходимые требования к ударной вязкости стандартного образца Шарпи в зависимости от его толщины и прочностных характеристик материала.

Из рис. 12 и формул (33), (34) следует, что для определения температурного сдвига ΔT в зависимости от толщины образца необходимо знать температурные зависимости ударной вязкости стандартного образца Шарпи, прочностные характеристики материала и деформационное упрочнение n .

Для примера на рис. 13 представлены данные, полученные по экспериментальным значениям ΔT по формуле (34) для образцов разной толщины из сталей 09Г2С, Ст3, 10ХСНД и их сварных соединений при испытаниях на трехточечный изгиб и рекомендуемый температурный сдвиг по стандарту ASTM E 1921–97.

Из рисунка видно, что регламентируемый температурный сдвиг по стандарту ASTM E 1921–97 носит только рекомендательный характер, поскольку лишь ограничивает температурную область поиска значений соответствующую $K_{Jc} = 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, поскольку описывает только средние значения экспериментальных данных.

При этом предложенные зависимости (34) и (35) позволяют учитывать при определении температурного сдвига также деформационные и прочностные характеристики материала, что дает возможность наряду с выражением (2) более обоснованно подходить как к выбору расчетных требований к температурному сдвигу, так и к определению температурного перехода с учетом толщины конструктивного элемента.

Детальная экспериментальная проверка предложенного подхода к оценке температурного сдвига и расчетных характеристик вязкости разрушения сварного соединения, зоны термического влияния и основного металла выходит за рамки объема данной статьи и будет представлена в следующей работе.

Таким образом, показано совпадение температурного сдвига между рекомендуемым требованием ASTM E 1921–97 и второй критической температурой в зависимости от толщины образца.

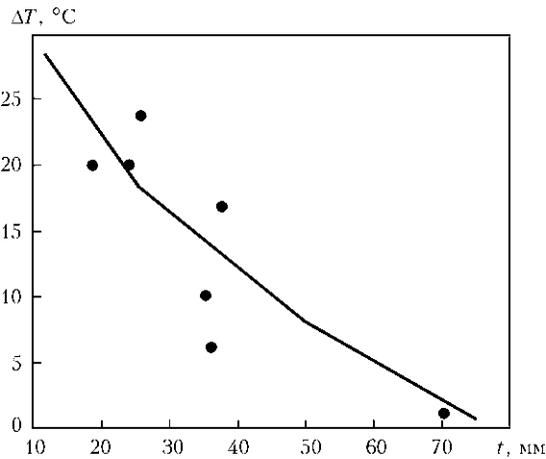


Рис. 13. Зависимость температурного сдвига ΔT от толщины образцов, испытанных на трехточечный изгиб при статическом нагружении: кривая — регламентируемый температурный сдвиг по стандарту ASTM E 1921-97; точки — экспериментальные данные, полученные по формуле (34)

Предложен подход к оценке температурного сдвига в зависимости от толщины образца и прочностных характеристик материала на базе деформационной характеристики вязкости разрушения δ_{1c} .

1. Гиренко В. С., Дядин В. П. Зависимости между ударной вязкостью и критериями механики разрушения и конс-

Relationships between impact toughness KCV and crack resistance characteristics of a material, derived by the E.O.Paton Electric Welding Institute, are applicable for a case where a flat deformed state forms within the defect zone. If this condition is violated, estimates of crack resistance of structural members are not always optimal. To solve this problem, it is suggested that temperature shift in basic curves of fracture toughness characteristics should be evaluated depending upon the thickness of an object under investigation. It is shown that in addition to thickness of a specimen, the temperature shift should be evaluated also by allowing for strength properties of a material and its welded joints.

2. Гиренко В. С., Дядин В. П. Зависимости между ударной вязкостью и критериями механики разрушения конструкционных материалов и их сварных соединений // Там же. — 1986. — № 10. — С. 61-62.
3. ASTM E 1921-97. Standard test method for the determination of reference temperature T_0 for ferritic steels in the transition range. — Publ. 1998.
4. Махутов Н. А. Сопротивление элементов конструкций хрупкому разрушению. — М.: Машиностроение, 1973. — 204 с.
5. Сиратори М., Миеси Т., Мауцума Х. Вычислительная механика разрушения. — М.: Мир, 1986. — 334 с.
6. Hu Wan-Liang, Zin H. Crack Tip Strain. A comparison of finite element method calculations and moire measurements. Cracks and fracture // ASTM STP 601. — Philadelphia, 1976. — P. 520-534.
7. Kawano S., Shimizu S., Nagai K. Fracture mechanics approach to thickness effects on brittle fracture toughness under large scale yielding of mild steel // Naval Architecture and Ocean Eng. — 1983. — 21. — P. 113.
8. Thickness effects on brittle fracture toughness of HT60 under large scale yielding / S. Kawano, S. Shimizu, K. Nagai, M. Mamizuka // Trans. West-Japan Society of Naval Architecture. — 1984. — № 68. — P. 207.
9. Thickness effects on brittle fracture toughness of weld metal of high tensile strength steel / S. Kawano, M. Tada, H. Yajima, K. Nagai // Ibid. — 1987. — 18, № 1, Apr. — P. 68-76.
10. Paris P. C. Fracture mechanics in the elastic-plastic regime // ASTM STP 631. — Philadelphia, 1977. — P. 3-27.
11. Броек Д. Основы механики разрушения. — М.: Высш. шк., 1980. — 368 с.

Поступила в редакцию 09.11.2009



5-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО СВАРОЧНЫМ МАТЕРИАЛАМ

РАЗРАБОТКА, ТЕХНОЛОГИЯ, ПРОИЗВОДСТВО, КАЧЕСТВО

07-11 июня 2010

г. Артемовск Донецкая обл.

Организаторы:

- ✧ Ассоциация «Электрод» предприятий СНГ
- ✧ ЗАО «Артемовский машиностроительный завод «ВИСТЕК»

При поддержке:

- ✧ Межгосударственного научного совета по сварке и родственным технологиям
- ✧ Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
- ✧ Российского научно-технического сварочного общества
- ✧ Общества сварщиков Украины

Контактный тел./факс: (38044) 287 72 35



СВОЙСТВА ПОРОШКОВ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА, ПОЛУЧЕННЫХ ПО РАЗЛИЧНЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ

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

Приведены результаты исследований свойств порошков с частицами карбидов вольфрама $WC-W_2C$, полученных по различным технологиям. Дана оценка физических характеристик указанных частиц. Выполнен химический и рентгеноструктурный анализ исследуемых порошков.

Ключевые слова: наплавочные порошки, карбиды вольфрама, технологии получения порошков, сферический карбид вольфрама, свойства карбидов вольфрама, износостойкие композиционные покрытия

Традиционно плавленные карбиды вольфрама $WC+W_2C$ получают путем дробления слитков, выплавленных в печи Таммана при температуре $3100^\circ C$. После дробления порошок подлжет рас- севу по фракциям. Форма таких зерен преимущественно осколчатая, неправильная (рис. 1, а). В результате механического дробления в зернах появляется множество трещин, что значительно снижает их прочность [1]. Подобные недостатки имеют частицы макрокристаллических карбидов вольфрама (рис. 1, б), полученные по технологии фирмы «WOKA» [2].

Неправильная форма частиц значительно снижает сыпучесть порошка, что уменьшает его технологические возможности при нанесении высокоизносостойких композиционных покрытий, способствует (при использовании некоторых технологий) растворению зерен карбидов вольфрама и охрупчиванию матрицы сплава, и в итоге приводит к снижению износостойкости композиционного сплава в целом.

Известно, что в большинстве случаев для наплавочных порошков наиболее оптимальной является сферическая форма частиц, которая обеспечивает максимальную сыпучесть материалов и стабильную работу дозирующих устройств [3]. Одним из методов получения сферических частиц тугоплавких материалов является процесс их сфероидизации с использованием индукционно-плазменной технологии [4–7]. Основные преимущества последней заключаются в возможности сохранения химического состава получаемых частиц благодаря исключению разложения обрабатываемого материала. Технология используется преимущественно для материалов с высокой температурой плавления.

Метод сфероидизации с использованием индукционно-плазменной технологии, на наш взгляд, имеет существенный недостаток. Оплавлению подвергаются частицы (рис. 1, в), полученные дроблением слитков, выплавленных в печи сопротивления или индукционной печи. Данная технология в значительной степени зависит от квалификации операторов. Полученные слитки не всегда однородны по сечению и длине. В связи с этим после дробления и оплавления частицы сохраняют указанную неоднородность слитка, что сказывается на качестве материала.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработан и успешно реализуется способ термоцентробежного распыления слитков плавных карбидов вольфрама [8, 9]. При этом способе (рис. 1, г) при термоцентробежном распылении происходит плавление вращающейся заготовки и на ее торце образуется тонкая пленка расплава, которая под влиянием центробежной силы перемещается к периферии торца по спиралеобразным кривым. Диаметр капель определяется размером пленки расплава, постоянно покрывающей торец заготовки. Толщина этой пленки обычно менее 150...200 мкм. При образовании

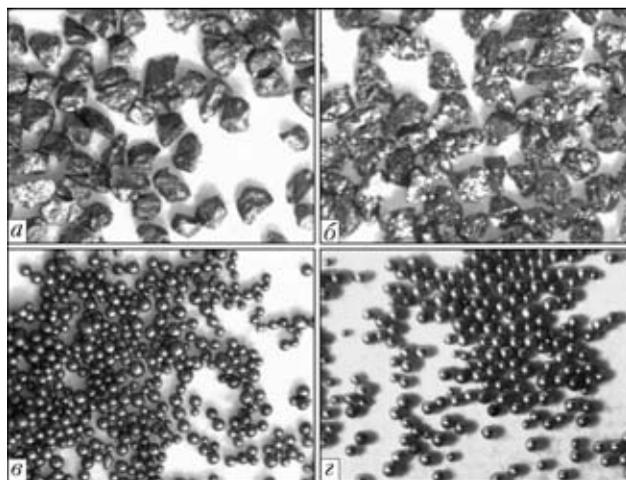


Рис. 1. Внешний вид частиц карбида вольфрама ($\times 80$), полученных по различным технологиям: а — дробленый; б — макрокристаллический; в, г — соответственно сферический и распыленный



Рис. 2. Характер плавления торца стержня при термоцентробежном распылении

таких микрообъемов расплавленного металла происходит интенсивное перемешивание жидкого металла, способствующее усреднению химического состава отрывающихся частиц, что определяет их высокую однородность и стабильность стехиометрического состава. Внешний вид плавления торца стержня карбида вольфрама при термоцентробежном распылении показан на рис. 2.

С целью сопоставления свойств порошков карбидов вольфрама, получаемых по разным технологиям, измеряли микротвердость и определяли содержание углерода в них (табл. 1). Размеры частиц находились в пределах 50...150 мкм. В табл. 1 приведены значения замеров, сделанных на двадцати частицах для каждого материала. Для полноты анализа в перечень исследуемых образцов включены образцы сферических частиц, полученных способом оплавления, всех известных фирм, которые выпускают подобный материал.

Анализ результатов показывает, что наиболее стабильные значения микротвердости имеют частицы, полученные термоцентробежным распылением стержней. Широкий диапазон значений микротвердости частиц, полученных оплавлением, подтверждает сделанный выше вывод о сохранении частицами неоднородности материала, полученного при выплавке исходных слитков карбидов вольфрама.

Содержание углерода во всех образцах (кроме макрокристаллического карбида вольфрама WC, в котором содержание углерода составляет 6,0 %) находится в пределах 3,9...4,0 мас. %, что соответствует содержанию углерода в релите — эвтектической смеси, состоящей из 78...82 мас. % W_2C и 18...22 мас. % WC [10].

Для изучения особенностей структуры исследуемых образцов использовали растровый электронный микроскоп CAM SCAN 4 + LINK — система ENERGY 200 (энергодисперсионный анализатор). Анализ электронно-микроскопических изобра-

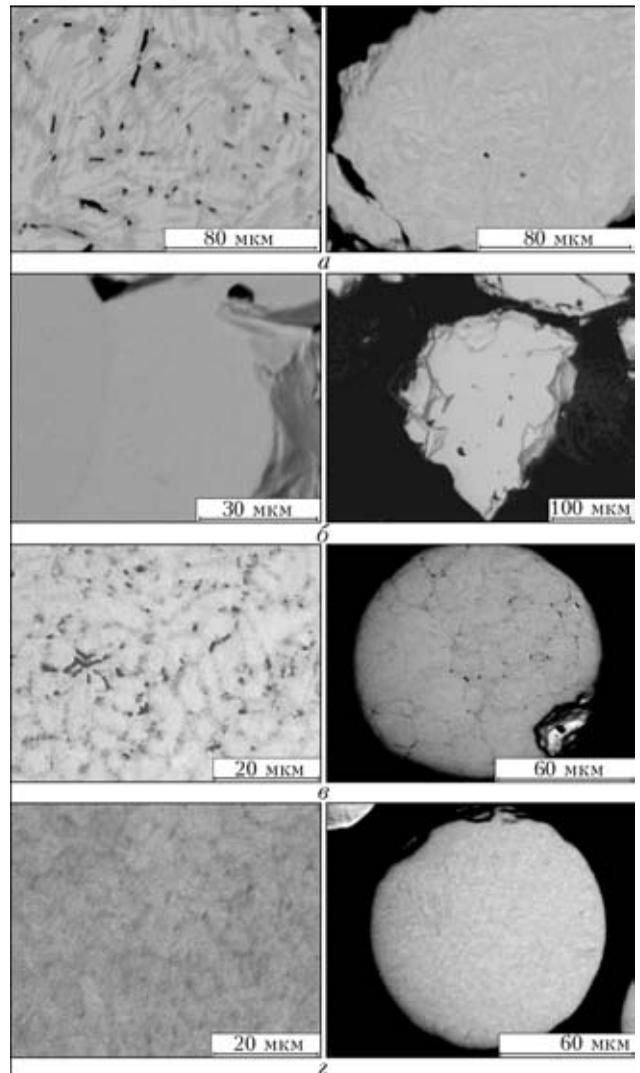


Рис. 3. Электронно-микроскопический вид частиц карбида вольфрама, полученных по различным технологиям: а — дробленый; б — макрокристаллический; в — сферический (оплавленный); з — сферический (распыленный)

жений частиц (рис. 3) показывает, что наиболее высокой однородностью структуры отличаются сферические частицы, полученные способом термоцентробежного распыления.

Выполненные исследования показывают качественное преимущество сферических частиц, полученных способом термоцентробежного распыления по сравнению с частицами макрокри-

Таблица 1. Содержание углерода и значения микротвердости частиц карбида вольфрама, полученных по различным технологиям

№ п/п	Вид частиц карбида вольфрама	C, %	HV 100
1	Дробленый	3,90	1800...2300
2	Макрокристаллический	6,00	1900...2150
3	Сферический (оплавление) 1 партия	3,90	1950...3000
4	Сферический (оплавление) 2 партия	3,90	1700...2300
5	Сферический (оплавление) 3 партия	3,90	1900...2800
6	Сферический (распыление)	4,00	2600...3300



Таблица 2. Состав фаз порошков и данные параметров решеток

Вид частиц	Фаза	Содержание фазы, мас. %	Параметры решетки, нм	
Дробленый	WC	36,20	2,9048	0, 28368
	W ₂ C	63,80	5,1861	0,47237
	W	—	—	—
Макрокристаллический	WC	95,42	2,9063	0,28398
	W ₂ C	4,08	5,1868	0,47163
	W	—	—	—
Сферический (оплавление) — 1 партия	WC	37,33	2,9067	0,28364
	W ₂ C	62,67	5,1909	4,7383
	W	—	—	—
Сферический (оплавление) — 2 партия	WC	26,32	2,9056	0,28375
	W ₂ C	69,42	5,1850	0,47286
	W	4,26	3,1645	—
Сферический (оплавление) — 3 партия	WC	31,12	2,9063	0,28370
	W ₂ C	57,20	5,1855	0,47298
	W	11,41	3,1645	—
	C	0,27	2,4612	0,67163
Сферический (распыление)	WC	22,66	2,9056	0,28368
	W ₂ C	77,34	5,1893	0,47333
	W	Следы	—	—

таллического карбида вольфрама и дроблеными частицами плавленых карбидов, которые имеют большое количество дефектов в виде трещин и пор. Кроме того, при сравнении сферических частиц, полученных различными технологиями, отмечается наличие несферической составляющей для образцов, полученных методом сфероидизации (до 15 %), в то время как для частиц, полученных термоцентробежным распылением, это количество составляет не более 5 %.

Сравнительные характеристики частиц карбидов вольфрама, полученных различными способами, дополняются результатами рентгеноструктурных исследований образцов, выполненных по методике, описанной в работе [11]. На рис. 4, а, б приведены характерные рентгенограммы частиц карбидов вольфрама, полученных способом дробления и термоцентробежным распылением, а в табл. 2 — состав карбидной фазы и параметры решетки карбидов, полученных по всем четырем технологиям.

Необходимо отметить, что микротвердость и свойства частиц литых карбидов вольфрама WC-W₂C стремятся к максимуму при соответствии каждой частицы стехиометрическому составу, представляющему собой эвтектический сплав, состоящий из 78...82 % W₂C и 18...22 % WC. При

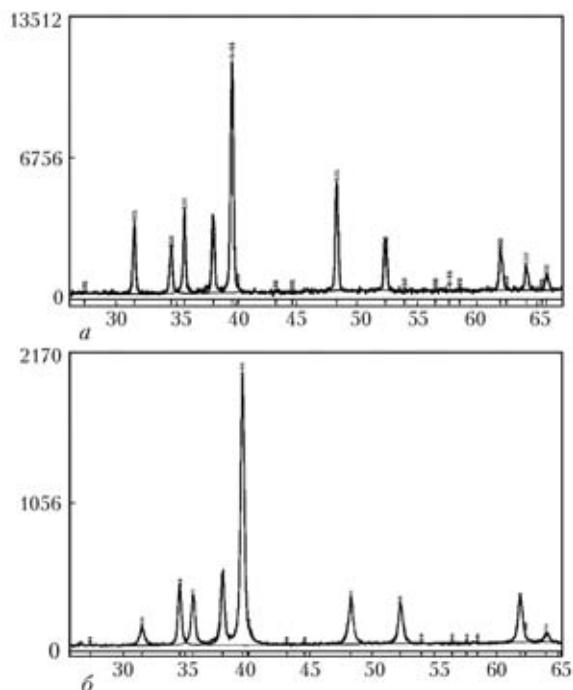


Рис. 4. Рентгенограммы частиц карбидов вольфрама, полученных по различным технологиям: а — дробленый; б — сферический (распыление)

сравнении рентгенограмм представленных образцов видно, что практически эвтектический состав имеют частицы порошка, полученного по технологии термоцентробежного распыления, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона. Там обнаружены две фазы W₂C и WC в соотношении 77,34 и 22,66 мас. % соответственно (табл. 2, рис. 4, б).

Для сравнения сферические частицы карбидов вольфрама, полученных методом сфероидизации оплавлением, содержат линии свободного вольфрама, а также фазы свободного вольфрама и углерода (табл. 2). При этом наиболее близок к эвтектическому состав сферических частиц партии № 1 (табл. 2), однако соотношение между фазами W₂C и WC нарушено и составляет 62,67 и 37,33 мас.%.

Выводы

1. Технология плазменного термоцентробежного распыления тугоплавких материалов, разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона, позволяет получать сферические частицы карбидов вольфрама, наиболее близкие по стехиометрическому составу к эвтектическому.

2. Частицы плавленых карбидов вольфрама, полученных распылением, отличаются высокой микротвердостью HV 26000...33000 МПа, стабильной однородной структурой и превосходят по свойствам частицы, полученные по другим технологиям.



1. *Meerson G. A., Zelikman A. H.* Металлургия редких металлов. — М.: Металлургия, 1973. — 608 с.
2. *WOKA* carbide materials for wear protective. Welding and PTA applications: Bull.
3. *Гладкий П. В., Переплетчиков Е. Ф., Рябцев И. А.* Плазменная наплавка. — Киев: Екотехнологія, 2007. — 292 с.
4. *Dignard N. M., Boulos M. I.* Ceramic and metallic powder spheroidization using induction plasma technology. Plasma Technology Research Center (CRTP) // Materials of the united thermal spray conf., 15–19 Sept., 1997. — Indianapolis, IN, USA.
5. *Bourdin E., Fauchais P., Boulos M. I.* Induction plasma technology // Intern. J. of Heat and Mass Transfer. — 1983. — 26(4). — P. 567–582.
6. *Pawlovski L.* The science and engineering of thermal spray coatings. — Chichester: John Wiley & Sons Ltd., 1995.
7. *Muns R.* Patriculate systems. — Montreal: McGill University, 1995.
8. *А. с. 1381840 СССР.* Установка центробежного распыления стержней из тугоплавких материалов / А. И. Бельй, Б. В. Данильченко, В. С. Гончаренко, В. И. Дзыкович. — 02.02.1987
9. *Пат. 20516А.* Україна. Спосіб одержання гранульованих тугоплавких матеріалів / К. А. Ющенко, О. П. Жудра, О. І. Білий, В. І. Дзикович. — 15.07.97.
10. *Самсонов Г. В., Витрянюк В. Н., Чаплыгин Ф. И.* Карбиды вольфрама. — Киев: Наук. думка, 1974. — 176 с.
11. *Дзыкович В. И.* Влияние процесса термоцентрибежного распыления на свойства сферических частиц карбидов вольфрама // Автомат. сварка. — 2009. — № 4. — С. 52–55.

Investigation results on properties of the powders containing tungsten carbide particles WC-W2C, produced by different technologies, are presented. Measurements of physical characteristics of the said particles were made. Chemical and X-ray analysis of the investigated powders was carried out.

Поступила в редакцию 10.02.2010

МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

«ПЕРЕДОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И РАЗВИТИЕ СВАРОЧНОЙ НАУКИ И ПРАКТИКИ»

(в рамках выставки «Сварка-2010»)

20–21 мая 2010

г. Санкт-Петербург

Организаторы

Национальный комитет по сваре РАН —
НКС РАН
DVS — Немецкий союз сварщиков
Инженерно-технологический центр
«Альянс сварщиков Санкт-Петербурга и
Северо-Западного Региона» — **СПАС**

Национальное Агентство контроля сварки —
НАКС
IIS — Институт сварки Италии
ОАО «ЛЕНЭКСПО»
MESSE ESSEN GmbH

Тематика конференции

- Передовые сварочные технологии и родственные процессы
- Автоматизация, роботы и системы позиционирования
- Сварочное оборудование
- Сварочные материалы, сырьевые компоненты, оборудование для изготовления и контроля сварочных материалов
- Подготовка кадров, опережающее обучение
- Аттестация, сертификация и стандартизация в сварочном производстве
- Диагностика, разрушающие и неразрушающие методы контроля сварных соединений и конструкций, ресурс
- Экология и безопасность сварочного производства
- Оценка соответствия сварочного производства и деятельности различного назначения СРО

Получить информацию о конференции можно
на сайте: <http://alians-weld.ru>.

Контакты: ЛЕНЭКСПО — тел./факс: 321 26 31



ПЛАЗМЕННЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ZrO_2 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ В КАЧЕСТВЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ПОДСЛОЯ СПЛАВА $AlCuFe$

А. Л. БОРИСОВА, д-р техн. наук, Л. И. АДЕЕВА, А. Ю. ТУНИК, кандидаты техн. наук,
Т. В. ЦЫМБАЛИСТАЯ, А. П. ГРИЩЕНКО, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены результаты исследования структуры, фазового состава и микротвердости теплозащитных плазменных покрытий, полученных с использованием в качестве материала подслоя вместо традиционного $MeCrAlY$ -сплава ($Me-Ni, Co, Fe$) квазикристаллического сплава $AlCuFe$ с различным содержанием ψ -фазы. Исследовано формирование фаз в керамическом слое ZrO_2 в зависимости от содержания ψ -фазы в подслое теплозащитного плазменного покрытия.

Ключевые слова: плазменные теплозащитные покрытия, порошки, диоксид циркония, сплав $AlCuFe$, квазикристаллическая фаза, структура, свойства покрытия

Для возрастания мощности двигателей внутреннего сгорания необходимо увеличение температуры и степени сжатия рабочего газа, образующегося при сжигании топлива. Одним из эффективных способов решения данной задачи является применение теплозащитных покрытий (ТЗП), что позволяет либо увеличить рабочую температуру газа, а тем самым и мощность двигателя, либо уменьшить потери его мощности в камере сгорания снижением расхода охлаждающего воздуха. Кроме того, ТЗП позволяют снизить стоимость двигателя путем использования при прочих равных параметрах более дешевых и менее дефицитных материалов.

ТЗП является многослойной системой, которая состоит из металлического подслоя, внешнего керамического и переходного металлокерамического слоев [1–3]. Теплозащитные функции в ТЗП выполняет внешний керамический слой. Наибольшее распространение в качестве теплозащитного слоя получила система на основе частично стабилизированного диоксида циркония. Широкое применение ZrO_2 обусловлено низким значением коэффициента теплопроводности ($1 \text{ Вт}\cdot\text{м}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}$) и высокими значениями термического коэффициента линейного расширения (ТКЛР) $9,5\cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$, жаростойкости и вязкости разрушения.

Диоксид циркония имеет склонность к обратному полиморфному превращению, что является негативным фактором при использовании его в качестве материала для покрытия. При нагреве до $1000\text{...}1050 \text{ }^\circ\text{C}$ низкотемпературная моноклинная модификация ZrO_{2M} переходит в тетрагональную

ZrO_{2T} , и это сопровождается объемным сжатием (на 7,7 %) [4]. При охлаждении до температуры ниже $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ происходит обратный переход в моноклинную модификацию, а также соответственное увеличение объема и снижение плотности покрытия, что приводит к его разрушению и ухудшению рабочих характеристик. Для подавления полиморфного превращения используют частичную или полную стабилизацию структуры ZrO_2 оксидами, близкими по структуре ($Y_2O_3, MgO, CaO, CeO_2, Yb_2O_3$), которые образуют с ZrO_2 твердые растворы и снижают теплопроводность керамики примерно в 2 раза [5]. Наиболее эффективной стабилизирующей добавкой к диоксиду циркония является оксид иттрия.

Основное назначение подслоя ТПЗ — это пластическая релаксация напряжений в покрытии, возникающих вследствие несогласованного изменения объемов керамических и металлических материалов при нагреве и охлаждении изделия [2, 3]. Поскольку пластичность сплавов катастрофически уменьшается в результате их высокотемпературного окисления, а слой керамики является проницаемым для газов, материал подслоя должен характеризоваться высокой жаростойкостью. В качестве таких подслоев используют сплавы типа металл (никель, кобальт, железо)–хром–алюминий с добавками реактивных элементов (иттрия, иттербия, циркония, гафния и др.). Разрушение этого покрытия происходит при диффузионном взаимодействии с металлом основы, что приводит к уменьшению концентрации легирующих элементов в покрытии и образованию фаз с меньшим сопротивлением окислению [2].

В работе вместо традиционного материала подслоя $MeCrAlY$ использовали сплав $AlCuFe$ [6–9], соответствующий по своему химическому сос-



таву области существования квазикристаллической ψ -фазы ($Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$). Указанный сплав отличается высокими твердостью (до 10 ГПа), коррозионной стойкостью и жаростойкостью (до 500 °С), а по значениям ТКЛР (около $1 \cdot 10^{-5} K^{-1}$) и теплопроводности ($1 \dots 2 \text{ Вт} \cdot \text{м}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$) близок к керамике ZrO_2 . Наличие алюминия как основного элемента в сплаве свидетельствует о перспективности его применения в качестве материала подслоя для защиты от высокотемпературной коррозии легких алюминиевых сплавов, например для изготовления деталей двигателей внутреннего сгорания.

Основным способом нанесения ТЗП из диоксида циркония является плазменное напыление (до 90 % разработок) [9]. При плазменном напылении керамического слоя ZrO_2 –6...8 % Y_2O_3 формируются покрытия, которые могут содержать до 99 мас. % тетрагональной фазы [3] или метастабильную фазу T' также с тетрагональной решеткой [10]. Ее особенностями являются повышенное содержание стабилизатора, низкая степень тетрагональности и «непревращаемость» в моноклинную фазу под воздействием напряжений. Исследовали влияние нового материала подслоя — порошка квазикристаллического сплава $AlCuFe$ и содержания ψ -фазы в нем на структуру и фазовый состав внешнего керамического слоя ZrO_2 .

В качестве исходных материалов для нанесения ТЗП использовали порошок ZrO_2 , стабилизированный 6,2 мас. % Y_2O_3 (внешний керамический слой), и порошок сплава $AlCuFe$ с разным

содержанием квазикристаллической ψ -фазы (металлический подслоя). Порошок сплава $AlCuFe$ получен путем распыления расплава водой высокого давления [11, 12]. Содержание в нем ψ -фазы определяется условиями охлаждения (заковки), оно зависит от размера частиц порошка и может изменяться от 24 (для фракции $-160 + 120$) до 55 мас. % (для фракции $-40 + 25$ мкм). В настоящей работе для напыления подслоя ТЗП использовали порошки трех составов: порошок с содержанием 24 мас. % ψ -фазы был получен путем размола и выделения нужной фракции ($-63 + 40$) из порошка с размером частиц 120...160 мкм; порошок фракции ($-63+40$) после распыления с содержанием 52 мас. % ψ -фазы; для достижения содержания 80 мас. % ψ -фазы этот же порошок подвергали отжигу в аргоне при температуре 700 °С в течение 2 ч.

Для исследования порошков и покрытий была применена комплексная методика:

металлография (микроскоп «Неофот-32», оснащенный приставкой для цифрового фотографирования);

растровая электронная микроскопия (растровый электронный микроскоп JSM-840);

дюриметрический анализ (твердомер М-400 фирмы «LECO» с нагрузкой 0,25, 0,50 и 1,00 Н);

рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) (дифрактометр «ДРОН-УМ1» с монохроматизированным излучением $Cu_K\alpha$).

В качестве монохроматизатора использовали монокристалл графита, установленный на пути дифрагированного пучка. Дифрактограммы снимали методом шаго-

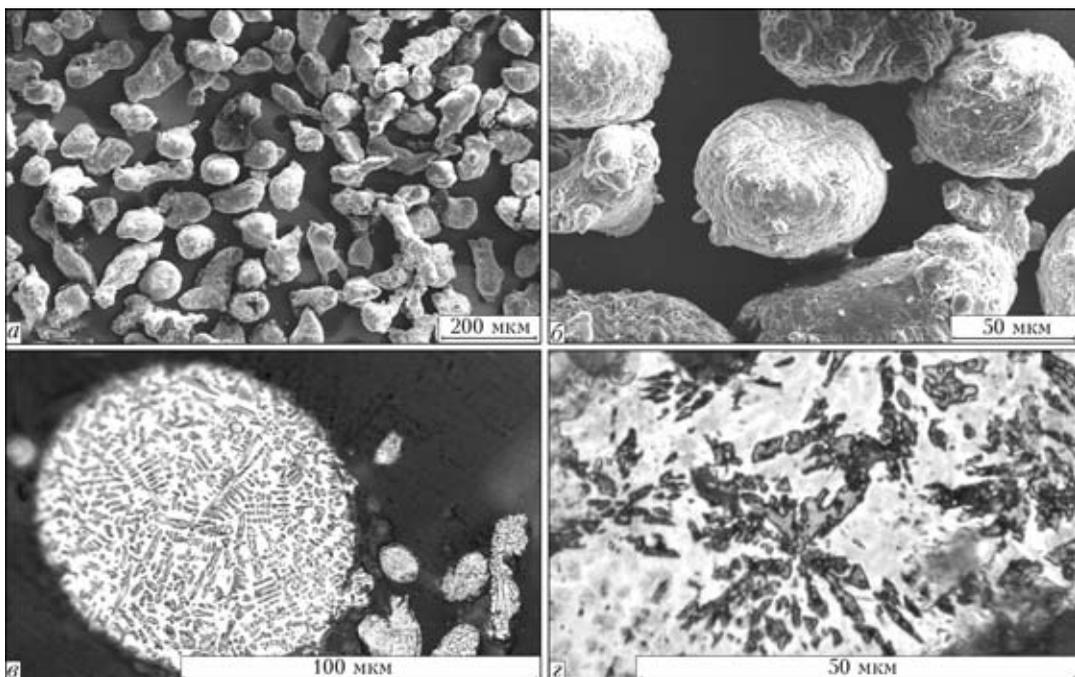


Рис. 1 . Внешний вид (а, б) и типичная микроструктура (в, г) частиц порошка $AlCuFe$, полученного способом распыления расплава водой высокого давления

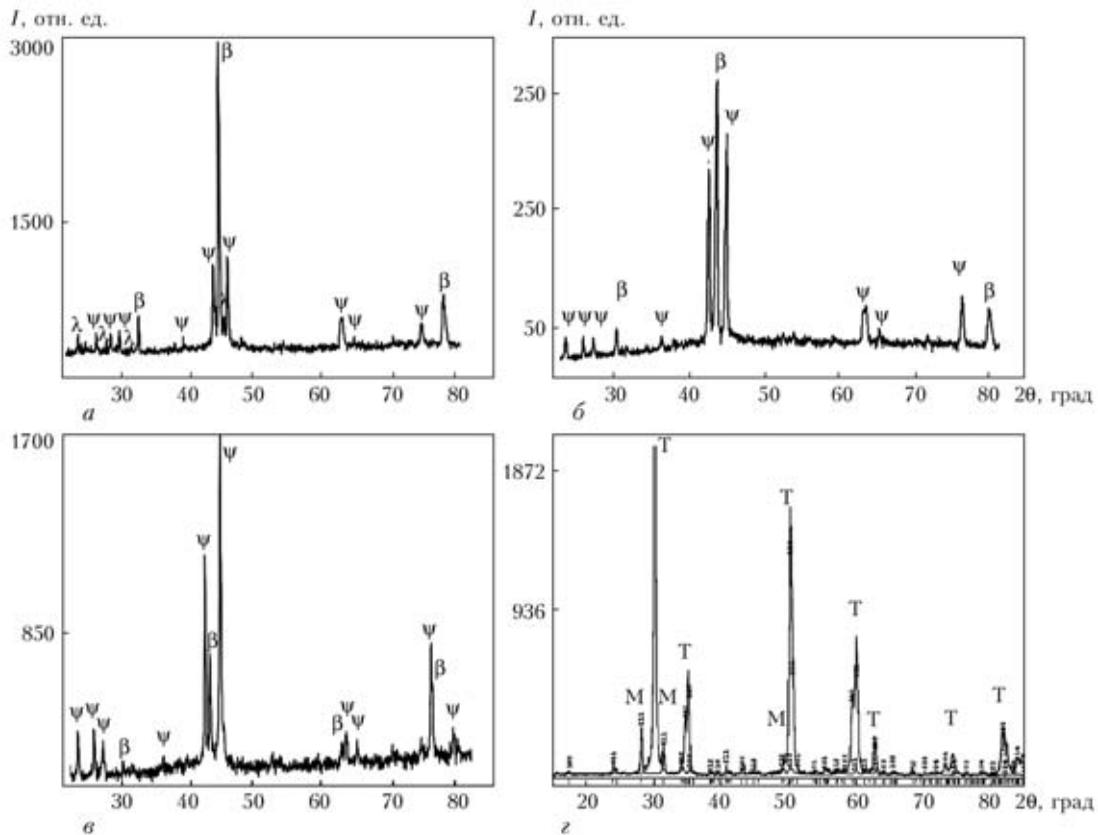


Рис. 2. Дифрактограммы порошков AlCuFe с содержанием ψ -фазы 24 (а); 52 (б), 80 мас. % (в) и $ZrO_2 + 6,2\% Y_2O_3$ (з)

Таблица 1. Режимы напыления плазменных покрытий

Напыляемый порошок	I, A	U, B	Плазмообразующий газ		Дистанция напыления, мм
			Состав	Расход, л/мин	
ZrO_2	500	65	N_2	25	100
AlCuFe	500	40	$Ar + N_2$	25	140

вого сканирования в интервале угла $10 < 2\theta < 120^\circ$. Содержание квазикристаллической ψ -фазы в порошках и покрытиях на основе сплава AlCuFe определяли по методике Сольдерета [13].

При проведении морфологического исследования установлено, что основная масса порошка AlCuFe состоит из частиц неправильной округлой или продолговатой формы с развитой поверхностью (см. рис. 1, а, б). Результаты РСФА (рис. 2, а–в) показали, что порошки содержат смесь двух фаз — металлической β и квазикристаллической ψ .

Микроструктура частиц, выявленная травлением, свидетельствует об их гетерогенном строении и двухфазности. В светлой кристаллической матрице (β -фаза) выделяются полиэдрические кристаллы ψ -фазы в виде дендритов или розеток (см. рис. 1, в, з).

Согласно результатам РСФА (рис. 2, з) порошок ZrO_2 , стабилизированный 6,2 мас. % Y_2O_3 содержал 89,8 мас. % ZrO_{2T} и 10,2 мас. % ZrO_{2M} фаз.

ТЗП из порошков AlCuFe и ZrO_2 с размером частиц 40...63 мкм наносили плазменным методом на установке УПУ-8М на стальную подложку. Режимы плазменного напыления, обеспечивающие формирование плотных покрытий без дефектов и отслоений, представлены в табл. 1.

При исследовании покрытий из порошка AlCuFe с разным содержанием ψ -фазы установлено, что ее содержание в покрытиях уменьшилось до 15, 23, 54 мас. % по сравнению с 24, 52 и 80 мас. % в исходных порошках. Помимо β - и ψ -фаз, в покрытиях обнаружены следы оксидов на основе алюминия α - и γ - Al_2O_3 и $CuAl_2O_4$. Микротвердость металлического подслоя AlCuFe с увеличением содержания ψ -фазы возрастала от (5620 ± 920) до (6820 ± 900) МПа (табл. 2).

В результате металлографических исследований двухслойных покрытий (рис. 3) установлено, что в них отсутствуют трещины, отслоения как на границе с подложкой, так и на границах раздела керамического покрытия с подслоем. Микротвердость внешнего керамического слоя несколько возрастает при напылении на подслоя с более высоким содержанием ψ -фазы (табл. 2).



Т а б л и ц а 2. Характеристика двухслойных теплозащитных покрытий

№ образца	Слой	Микротвердость HV, МПа	Фазовый состав, мас. %	Степень тетрагональности ZrO ₂
1	Металлический	5620±920	15 ψ, 85 β, следы оксидов α-, γ-Al ₂ O ₃ и CuAl ₂ O ₃	1,0107
	Керамический	11090±1150	94, 98 ZrO _{2Т} , 5,02 ZrO _{2М}	
2	Металлический	5950±930	23 ψ, 77 β, следы оксидов α-, γ-Al ₂ O ₃ и CuAl ₂ O ₄	1,0103
	Керамический	11200±500	95 ZrO _{2Т} , 5 ZrO _{2М}	
3	Металлический	6820±900	54 ψ, 46 β, следы оксидов α-, γ-Al ₂ O ₃ и CuAl ₂ O ₄	1,0104
	Керамический	11990±1400	93, 62 ZrO _{2Т} , 6,38 ZrO _{2М}	

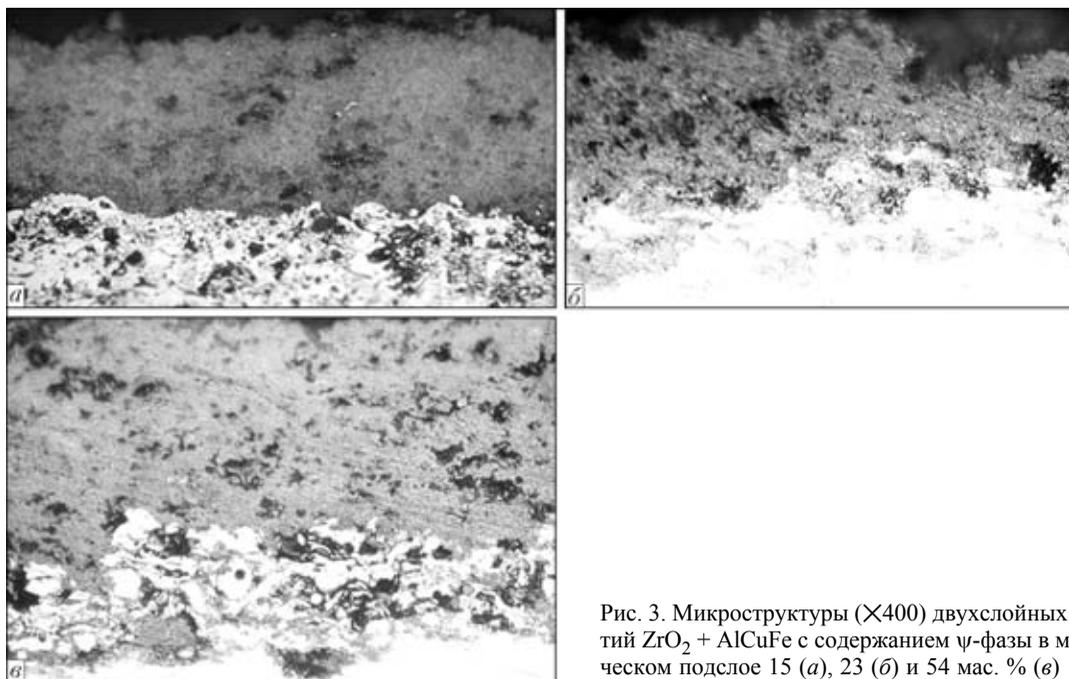


Рис. 3. Микроструктуры (×400) двухслойных покрытий ZrO₂ + AlCuFe с содержанием ψ-фазы в металлическом подслое 15 (а), 23 (б) и 54 мас. % (в)

В результате РСФА (рис. 4) установлено, что содержание моноклинной фазы во внешнем керамическом слое (5,00...6,38 мас. %) ниже по сравнению с исходным порошком (10,2 мас. %). В керамическом слое преобладает тетрагональная фаза ZrO₂. Расчеты показали, что степень тетрагональности c/a (где c , a — параметры кристаллической решетки) также уменьшилась и составляет $c/a = 1,0103...1,0107$ (табл. 2), а в порошке $c/a = 1,0122$.

Следовательно, формирующееся на металлическом подслое из сплава AlCuFe керамическое покрытие ZrO₂ по своей структуре близко к неравновесной Т'-фазе, которая согласно [10] пересыщена стабилизатором и не превращается легко в моноклинную подобно равновесной ZrO_{2Т}. Лишь при высокотемпературном (более 1200 °С) длительном отжиге в результате диффузии стабилизатора Т'-фаза превращается в кубическую и равновесную тетрагональную. Последняя при охлаждении переходит в моноклинную модификацию ZrO₂, что сопровождается деградацией

прочностных свойств керамики и вызывает снижение долговечности ТЗП [3]. Иными словами Т'-фаза играет важную роль при получении покрытий с высоким сопротивлением разрушения при термоциклировании.

Исследования термостойкости двухслойных ТЗП*, напыленных на алюминиевый сплав, показали, что при нагреве пламенем газовой горелки до 400 °С в течение 3 с с последующим охлаждением сжатым воздухом до температуры 70...80 °С они не имеют признаков разрушения на протяжении 600 циклов. При этом анализ циклограмм нагрева образцов с покрытиями свидетельствовал о том, что использование в качестве подслоя сплава AlCuFe позволяет снизить температуру основы на 87 °С, а подслоя NiCrAlY — лишь на 70 °С.

Таким образом, двухслойные покрытия ZrO₂-AlCuFe могут представлять интерес как теплоза-

* В исследовании принимали участие инженеры А. Н. Бурлаченко и Н. В. Вигилянская.

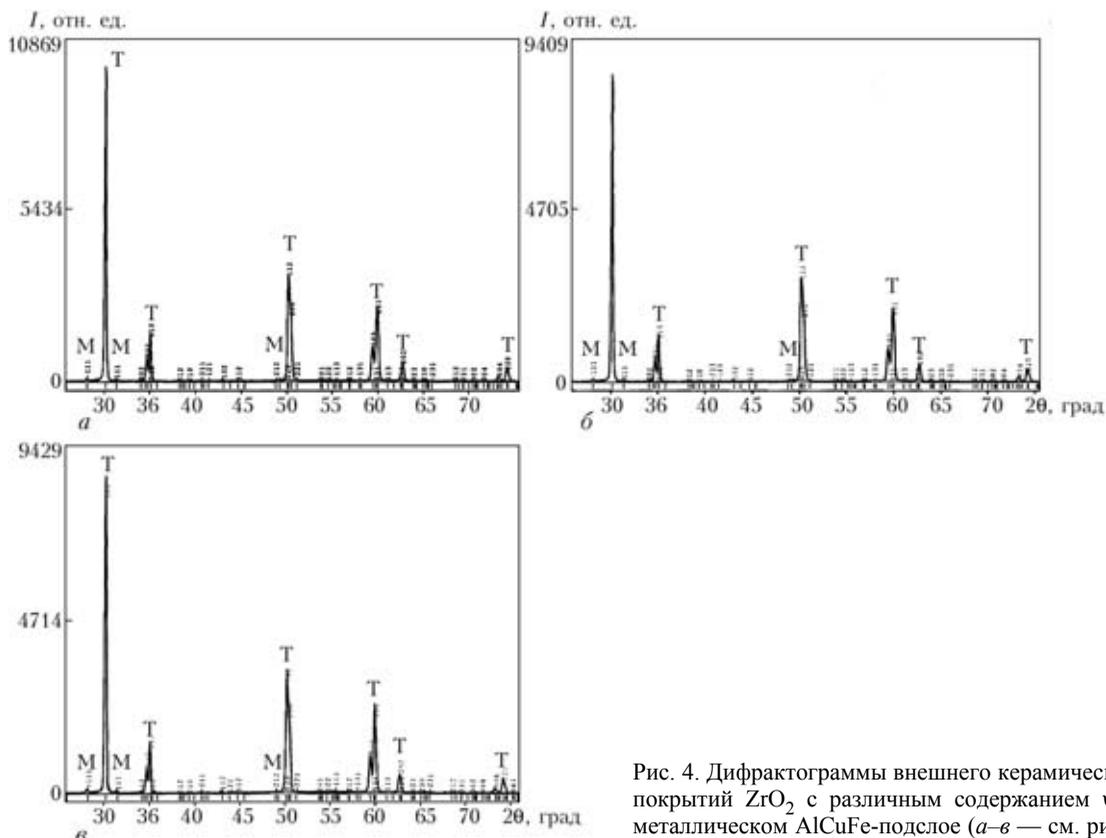


Рис. 4. Дифрактограммы внешнего керамического слоя покрытий ZrO_2 с различным содержанием ψ -фазы в металлическом $AlCuFe$ -подслое (а-в — см. рис. 3)

щитные для изделий из алюминиевых сплавов, например, деталей двигателей внутреннего сгорания.

1. *Ивашко В. С., Ильющенко А. Ф., Оковитый В. А.* Технологические возможности плазменного напыления теплозащитных покрытий // Газотермические и вакуумные покрытия в энергетике и двигателестроении: Сб. науч. тр. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1989. — С. 33–42.
2. *Формирование газотермических покрытий: теория и практика / А. Ф. Ильющенко, В. А. Оковитый, С. П. Кундас, Б. Форманек.* — Минск: Бестпринт, 2002. — 480 с.
3. *Теплозащитные покрытия на основе ZrO_2 / А. Ф. Ильющенко, В. С. Ивашко, В. А. Оковитый, С. Б. Соболевский.* — Минск: НИИ ПМ с ОП, 1998. — 128 с.
4. *Высокоогнеупорные материалы из диоксида циркония / Д. С. Рутман, Ю. С. Торопов, С. Ю. Плинер и др.* — М.: Металлургия, 1985. — 136 с.
5. *Каныгина О. Н., Пак К. М.* Влияние оксидов иттрия, кальция и алюминия на структуру и свойства циркониевой керамики // Вести Киев. гос. нац. ун-та. Сер. естество-техн. наук. — 1996. — Вып. 1. — С. 53–56.
6. *Квазикристаллические фазы в сплавах $Al-Mn$ и $Al-Cu-Fe$ / Н. И. Носкова, В. Г. Пономарева, С. В. Ярцев, Ф. Ф. Прекул // Физ. металлов и металловедения. — 1995. — 79 (2). — С. 80–86.*

7. *Носкова Н. И., Ярцев С. В.* Квазикристаллические фазы // Там же. — 1994. — 78 (6). — С. 34–48.
8. *Преварский А. П.* Исследование системы $Fe-Cu-Al$ // Изв. АН СССР. Металлы. — 1971. — № 4. — С. 220–222.
9. *Газотермічні покриття, що містять квазікристалічну фазу, властивості і застосування (Огляд) / Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, Л. І. Адеєва, А. Ю. Тунік // Фіз. і хімія твердого тіла. — 2003. — № 3. — С. 456–465.*
10. *Плинер С. Ю., Дабижка А. А.* Упрочнение керамики из диоксида циркония за счет тетрагонально-моноклинных превращений // Огнеупоры. — 1987. — № 3. — С. 58–62.
11. *Получение порошков системы $Al-Cu-Fe$ для газотермического напыления покрытий с квазикристаллической структурой / Ю. С. Борисов, М. Т. Панько, Л. И. Адеева, В. Л. Рупчев // Автомат. сварка. — 2001. — № 1. — С. 45–50.*
12. *Борисова А. Л., Тунік А. Ю., Адеєва Л. И.* Структура и свойства порошков $AlCuFe$ -сплава для газотермического напыления квазикристаллических покрытий // Там же. — 2006. — № 12. — С. 23–31.
13. *Sordelet D. J., Besser M. F., Anderson I. E.* Particle size effects on chemistry and structure of $Al-Cu-Fe$ quasicrystalline coatings // J. Thermal Spray Techn. — 1996. — 5, № 2. — P. 161–174.

The paper presents the results of investigation of the structure, phase composition and microhardness of thermal barrier plasma coatings produced using quasi-crystalline $AlCuFe$ alloy with varying content of ψ -phase as the bond coat material ($Me-Ni$, Co , Fe). Phase formation in ZrO_2 ceramic layer was studied depending on ψ -phase content in the bond coat of thermal barrier plasma coating.

Поступила в редакцию 25.09.2009

ПРОГРЕСС ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ И ПРОИЗВОДСТВА СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ В КНР (Обзор)

Академик НАН Украины **И. К. ПОХОДНЯ**, **А. С. КОТЕЛЬЧУК**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены данные о развитии черной металлургии и производства сварочных материалов за последнее десятилетие в КНР. Проанализированы составляющие успешного роста производства стали и сварочных материалов в этой стране.

Ключевые слова: черная металлургия, сталь, сварочные материалы, динамика производства, организационная структура

В 2009 г. в ИЭС им. Е. О. Патона был проведен украинско-китайский семинар, на котором были заслушаны доклады сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона, а также доклад профессора Тянь Жилиня, заместителя директора по научной работе группы предприятий «Китайский научно-исследовательский институт железа и стали» о развитии черной металлургии и производства сварочных материалов в КНР. По материалам этого сообщения [1], а также данным работы [2] подготовлена настоящая статья.

Черная металлургия. После основания КНР производство стали в этой стране росло сравнительно невысокими темпами, начиная со 158 тыс. т в 1949 г. до 100 млн т в 1996 г. Последующие 12 лет были периодом стремительного развития черной металлургии. В 2008 г. предприятиями КНР было произведено около 500 млн т стали, что составило примерно 39 % мирового производства (рис. 1). Такой рост производства чугуна и стали обусловлен быстрым развитием экономики и возрастанием потребностей в первую очередь внутреннего рынка. Потребление стали предприятиями КНР в 2006 г. составило 442,5 млн т, при этом доля металлургии достигла 8 % валового внутреннего продукта. Прогресс был обусловлен прежде всего масштабной модернизацией основных фондов и созданием современного металлургического производства. В таблице приведены данные о масштабах обновления оборудования для производства чугуна и стали. Большое внимание уделялось внедрению энергосберегающих технологий. К 2006 г. были введены в эксплуатацию 44 установки сухого тушения кокса. За счет использования коксового газа ежегодно вырабатывается 2,6 млрд кВт·ч электроэнергии,

а в результате утилизации доменного газа — 3,6 млрд кВт·ч.

К 2006 г. эксплуатировались 10 парогазовых энергетических установок, которые позволяют ежегодно перерабатывать 300 млрд м³ газа и производить около 10 млрд кВт·ч электроэнергии.

Широко используются передовые металлургические технологии: вдувание пылевидного угольного топлива в доменные печи, набрызгивание шлака на огнеупорную кладку конвертеров, непрерывная разливка стали, горячая загрузка слитков и непрерывная прокатка. За период с 1990 до 2006 гг. доля заготовок, получаемых на ма-

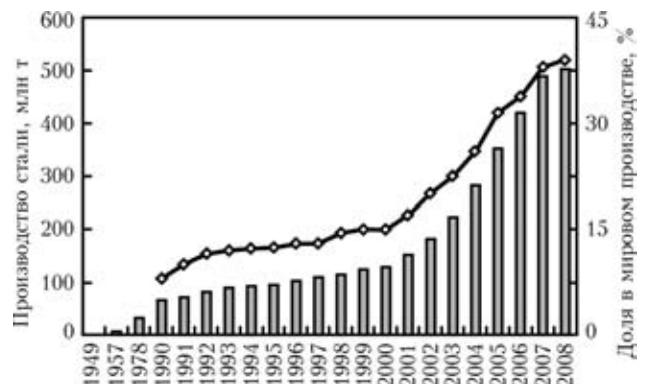


Рис. 1. Производство (столбцы) стали и ее доля в мировом производстве (кривая) в КНР в 1949–2008 гг.

Показатели обновления основных фондов производства чугуна и стали

Металлургические установки (объем, тоннаж)		2002		2006	
		Количество	Мощность, тыс. т	Количество	Мощность, тыс. т
Доменные печи	≥ 3000 м ³	3	9300	12	35760
	2000...2999 м ³	17	31490	37	700090
Всего		20	40790	49	105850
Кислородные конвертеры	≥ 300 т	3	8190	3	8190
	100–299 т	32	48190	91	124640
Всего		35	56380	94	132830
Электродуговые печи	≥ 100 т	7	6730	14	11860



шинах непрерывного литья, увеличилась с 25 до 99,7 %, а вдувание пылевидного угля возросло в среднем с 50 до 135 кг на тонну выплавляемого чугуна. Набрызгивание шлака на огнеупорную кладку позволило увеличить срок эксплуатации конвертеров в среднем с 700...800 до 10 тыс. плавов. Среднее потребление энергии снизилось примерно в 2 раза — с 1611 до 734 кг угольного эквивалента.

В сравнении с 2000 г. достигнут заметный прогресс в утилизации отходов и внедрении оборотного водоснабжения. Выброс отработанных газов снизился с 18,7 в 2000 г. до 16,1 м³/т выплавляемого металла в 2004 г., выброс SO₂ уменьшился почти вдвое — с 6,1 до 3,2 кг/т, а повторное использование воды достигло 92 %.

В 2006 г. по сравнению с 2000 г. резко возросла доля толстолистного проката и холоднокатаного листа, металла с гальваническим покрытием, кремнистых сталей, бесшовных труб. Сортамент проката, выпускаемого в КНР в 2000 и 2006 гг. (тыс. т), соответственно составляет: рельсы 1580 и 3340 (прирост 111,4 %); крупный сортовой прокат 3600 и 9170 (154,7); толстолистовой прокат 17440 и 85420 (389,8); холоднокатаный лист 4950 и 26050 (426,3); металл с гальваническим покрытием 3280 и 16250 (395,4); кремнистая сталь 640 и 3300 (415,6); бесшовные трубы — 4150 и 14840 (257,6). Внедряются технологии, обеспечивающие повышение чистоты металла. Доля обрабатываемого металла достигла в 2006 г. 65 %. В этом же году было произведено 83 млн т арматурной стали, при этом доля арматурной стали класса прочности III составила 12,5 %. Технология производства стали такого класса предусматривает комплексное легирование ванадием и азотом, ниобием. Для получения ультрамелкозернистой стали применяется технология, использующая инициированное деформацией ферритное превращение.

Разрабатываются стали нового поколения с пределом текучести до 400 МПа, высокопрочные стали с пределом прочности до 800 и до 1500 МПа. Требуемые механические свойства таких сталей достигаются за счет обеспечения их высокой чистоты и однородности, а также ультрамелкозернистости (размер зерна около 2 мкм).

В связи с развитием автомобилестроения в Китае созданы холоднокатаные стали глубокой вытяжки, высокопрочные стали нескольких типов: низкоуглеродистые и улучшенные высокопрочные стали. Доля поставок горячекатаной листовой стали китайского производства для автомобильной промышленности в 2005 г. составила 87, а холоднокатаной — 62 %.

Разработаны стали для магистральных трубопроводов класса прочности X80, X100 и X120. Ведется строительство самого длинного в мире тру-

бопровода из стали класса прочности X80 — трубопровод «Запад–Восток» II, длина которого достигнет 7000 км. Для его строительства применяются спиральношовные трубы китайского производства диаметром до 1219 мм при толщине стенки 18,4 мм. Разработанная сталь класса прочности X80 обеспечивает энергию удара на уровне 368 Дж при -40 °С; доля вязкой составляющей в изломе SA (DWTT) не менее 90 % при -15 °С. Такие стали характеризуются низким содержанием углерода (примерно 0,03 мас. %), применяются легирование ниобием (около 0,10 мас. %) и прокатка, инициирующая образование феррита при деформации.

Развивается производство нержавеющей стали. В 2006 г. объем их производства достиг 5,3 млн т [1], в 2008 г., несмотря на падение производства в сравнении с 2007 г. на 3,6 %, — 6,9 млн т, что составило 27 % мирового производства нержавеющей стали [3]. Ведутся разработки сталей, легированных азотом на уровне до 0,7 мас. %, которые обеспечивают предел текучести не менее 600 МПа и предел прочности 1000 МПа.

Приведенные данные свидетельствуют о невиданном прогрессе черной металлургии в КНР. Большая часть произведенного стального проката реализуется на внутреннем рынке. Так, в 2006 г. Китай произвел 467 млн т стали, при этом экспортировал 43 млн т, а импортировал всего 18,5 млн т. Собственное потребление составило 442,5 млн т. Поэтому мировые кризисные явления слабо отразились на металлургической промышленности КНР.

Производство сварочных материалов. В последнее десятилетие производство сварочных материалов в КНР интенсивно развивалось и в 2006 г. в сравнении с 1996 г. увеличилось более чем в 4 раза (рис. 2). Изменилась и структура выпускаемой продукции. Доля проволоки сплошного сечения для механизированной сварки в защитных газах увеличилась в несколько раз, производство покрытых электродов для ручной дуговой сварки сократилось, а доля материалов для сварки под флюсом сохранилась на прежнем уровне и стабильно составляет примерно 10...12 % (рис. 3).

Динамика производства порошковых проволок представлена на рис. 4. Изначально производство порошковых проволок в КНР было организовано в 1995 г. по лицензии ИЭС им. Е. О. Патона. Производительность линии составляла 1000 т в год. За десятилетие объемы производства порошковых проволок увеличились во много раз и в 2006 г. составили около 120 тыс. т. Специалисты КНР должным образом оценили преимущества сварочных материалов этого вида. По их прогнозам к 2015 г. общее производство сварочных материалов в Китае достигнет 3,5...4,0 млн т, при этом доля покрытых

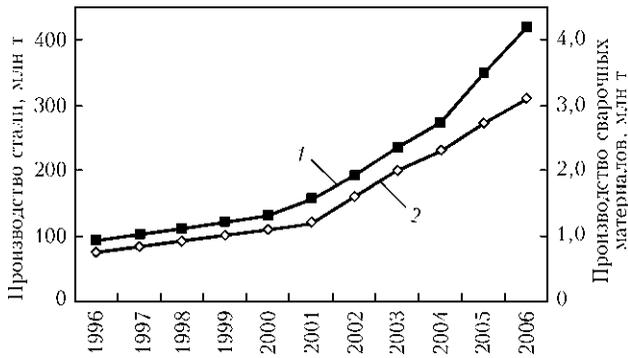


Рис. 2. Производство стали (1) и сварочных материалов (2) в КНР в 1996–2006 гг.

электродов для ручной дуговой сварки снизится до 22 %, доля проволоки сплошного сечения для сварки в CO₂ возрастет до 50 %, а порошковых проволок — до 15 %. Доля материалов для сварки под флюсом будет оставаться на уровне 12 %, а доля материалов для сварки неплавящимся электродом составит около 1 %.

Группа предприятий «Китайский научно-исследовательский институт железа и стали». Группа предприятий «Китайский научно-исследовательский институт железа и стали» (China Iron & Steel Research Institute Group — CISRI) была основана в декабре 2006 г. и утверждена Комиссией по контролю и управлению активами (Assets Supervision and Administration Commission — SASAC). CISRI образовалась в результате слияния ранее существовавшего Центрального научно-исследовательского института железа и стали (Central Iron & Steel Research Institute), а также Научно-исследовательского и проектно-конструкторского института автоматизации металлургической промышленности (Automation Research and Design Institute of Metallurgical Industry), активы которых в 2006 г. оценивались на уровне 6,6 млрд юаней (около 900 млн дол. США) [2].

Как одно из первых 103 опытных инновационных предприятий CISRI является научно-исследовательской базой для разработки металлических материалов, инновационной базой для ключевых технологий металлургической промышленности, а также уполномоченным агентством по анализам и испытаниям для металлургии.

CISRI имеет 10 национальных инженерных исследовательских центров, включая Национальный инженерный исследовательский центр передовой технологии стали (National Engineering Research Center of Advanced Steel Technology), Национальный инженерный исследовательский центр технологии непрерывного литья (National Engineering Research Center of Continuous Casting Technology), Национальный инженерный исследовательский центр аморфных и нанокристаллических сплавов (National Amorphous & Nanocrystalline Alloy Engineering Research Center), Национальный инже-

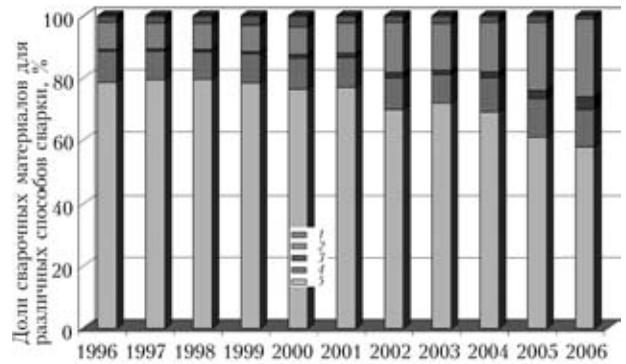


Рис. 3. Структура производства сварочных материалов в КНР в 1996–2006 гг.: 1 — материалы для дуговой сварки неплавящимся электродом; 2 — проволока сплошного сечения для сварки в защитных газах; 3 — порошковая проволока; 4 — материалы для сварки под флюсом; 5 — покрытые электроды для ручной дуговой сварки

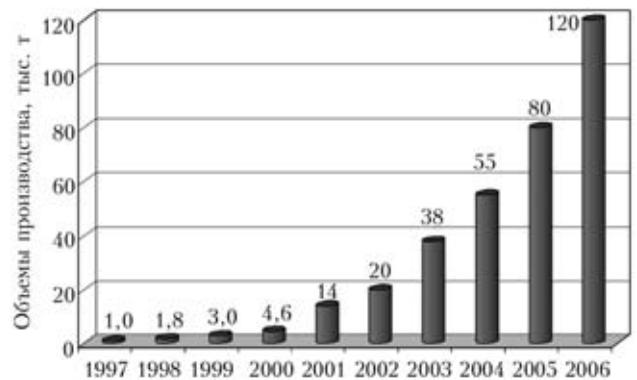


Рис. 4. Динамика производства порошковых проволок в 1997–2006 гг.

нерный исследовательский центр автоматизации в металлургической промышленности (National Engineering Research Center of Metallurgical Industry Automation) и т. д.

С целью продвижения крупномасштабных и международных проектов и продуктов в промышленности CISRI быстрыми темпами проводит разработки новых материалов, технологий автоматизации, прикладных технологий, выполняет разработки в приборостроительной и аналитической области. На рис. 5 приведена структура предприятий и организаций, входящих в группу CISRI. С целью ускорения реализации результатов исследований и разработок CISRI организовал ряд акционерных обществ с ограниченной ответственностью. Первоначально были образованы две фирмы: «Передовые технологии и материалы» (Advanced Technology and Materials Co., Ltd.) и «Пекинская компания систем интеллектуального управления АриТайм» (Beijing AriTime Intelligent Control Co., Ltd.), а затем еще ряд предприятий высоких технологий, таких, как «Высокотехнологическая группа предприятий новой металлургии» (New Metallurgy Hi-tech Group Co., Ltd.) и «Материалы и технологии Гаона» (Gaona Materials & Technology Co., Ltd.) [2].

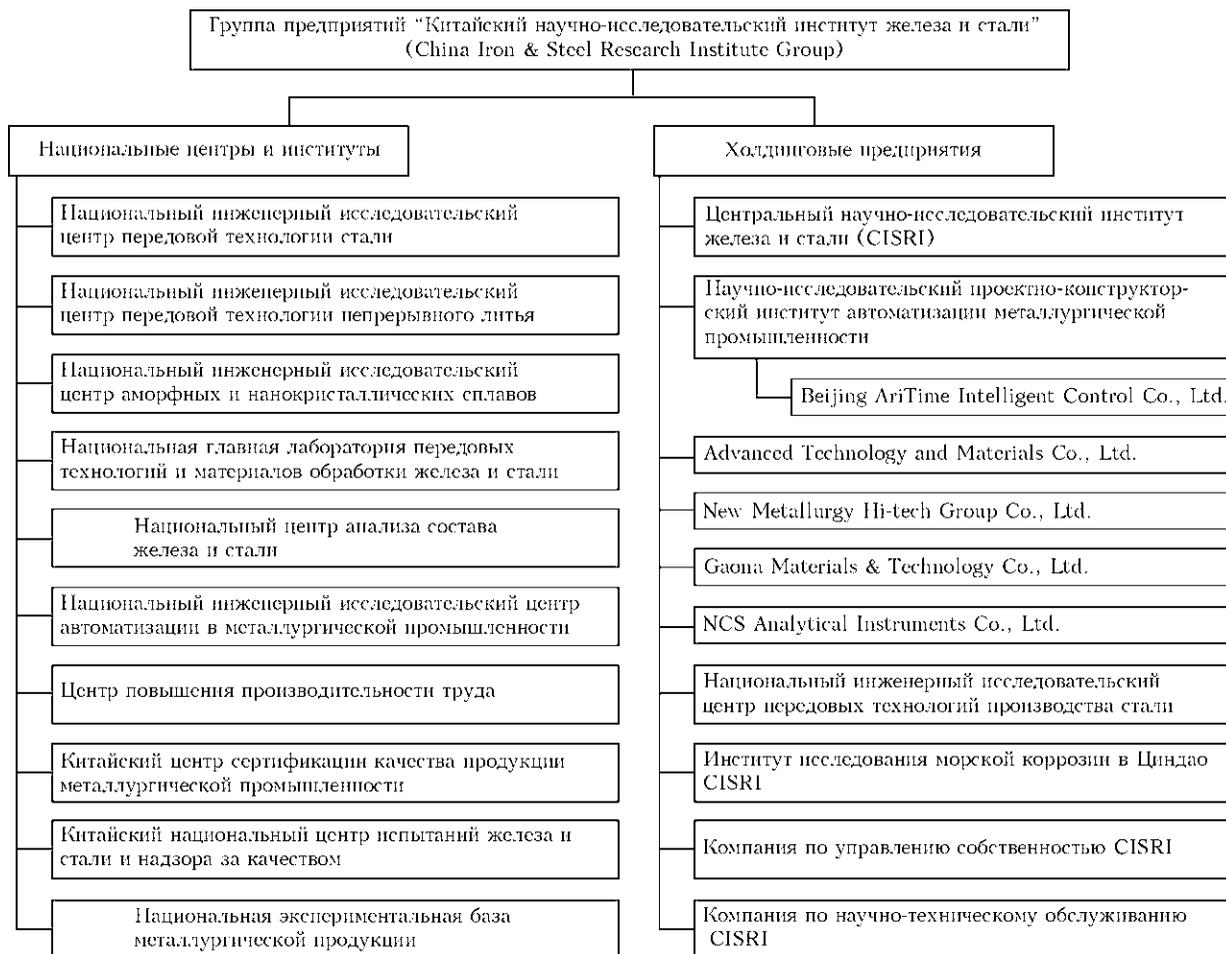


Рис. 5. Институты, инженерные центры и предприятия группы CISRI

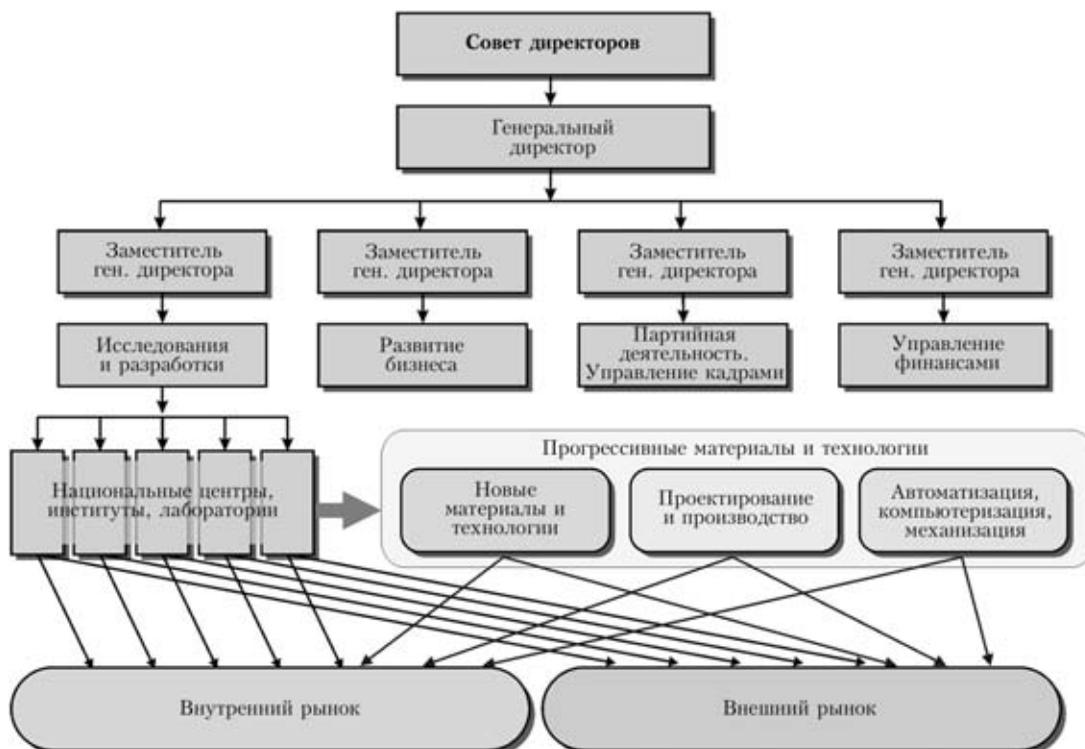


Рис. 6. Организационная структура CISRI

В CISRI работает приблизительно 5800 сотрудников, из них 2800 — штатные, а около 3000 — временно работающие по контрактам. Именно временно работающие являются постоянным резервом для пополнения штата института. В 2007 г. годовой бюджет CISRI составлял около 500 млн дол. США. Основные источники финансирования — государственный бюджет (около 10 %), заказы государственных промышленных предприятий (примерно 30 %) и средства от реализации собственных разработок (примерно 60 %).

Организационная структура института CISRI приведена на рис. 6. Проведенная в 2006 г. ре-

организация способствовала повышению эффективности научных исследований, ускорению внедрения результатов исследований и разработок в промышленность.

1. *Zhiling T.* Progress of Chinese steel industry & evolution of welding consumables // Proc. of Joint Ukrainian-Chinese Seminar. — Kiev, 2009, 25 June. — 35 p.
2. *China Iron & Steel Institute Group.* Organisation. — <http://www.cisri.com/en/sta.org.php>.
3. *World stainless steel output falls by 6,9% — China Mining* // <http://www.chinamining.org/News/2009-03-13/123690966d22451.html>.

The paper presents the data on development of ferrous metallurgy and welding consumables manufacturing in China during the last decade. Components of successful growth of steel and welding consumable production in this country have been analyzed.

Поступила в редакцию 20.01.2010



X МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ-ВЫСТАВКА «КОРРОЗИЯ - 2010»

8–10 июня 2010

г. Львов ФМИ НАН Украины

Тематика конференции

- ✧ фундаментальные аспекты коррозии и коррозионно-механического разрушения
- ✧ водородная и газовая коррозия
- ✧ новые коррозионно-стойкие материалы
- ✧ газотермические, гальванические и другие покрытия
- ✧ ингибиторная и биоцидная защита
- ✧ электрохимическая защита
- ✧ методы исследований и коррозионный контроль
- ✧ противокоррозионная защита оборудования нефтегазовой промышленности
- ✧ противокоррозионная защита энергетического и химического оборудования
- ✧ коррозия и экономические проблемы
- ✧ проблемы подготовки специалистов-коррозионистов.

Тел./факс: (031) 263-15-77

E-mail: corrosion2010@ipm.lviv.ua

<http://www.corrosion2010.ipm.lviv.ua>



КОНТАКТНАЯ СВАРКА СОПРОТИВЛЕНИЕМ СТАЛЬНОЙ АРМАТУРЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОМПОЗИТНОЙ ВСТАВКИ

В. С. КУЧУК-ЯЦЕНКО, канд. техн. наук, А. А. НАКОНЕЧНЫЙ, А. Г. САХАЦКИЙ, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследован процесс контактной стыковой сварки арматурных сталей с применением офлюсованных промежуточных вставок. Определено, что вставки позволяют получать соединения, равнопрочные основному металлу при значительно меньшей степени пластической деформации и удельной мощности оборудования. Предложена технология сварки арматуры классов А1...АV диаметром от 8 до 32 мм.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка, стальная арматура, композитная вставка, флюсующие компоненты

Повышение производительности и качества сварных соединений при сварке конструкций из арматурных сталей является актуальной проблемой, поскольку используемые в строительстве технологии предполагают наличие большого объема сварочных работ, в том числе и на монтаже. Создание в ИЭС им. Е. О. Патона новой технологии контактной стыковой сварки сопротивлением с использованием композитных вставок [1] раскрыло ряд технологических возможностей для совершенствования как самого процесса сварки, так и сварочных машин для контактной сварки, в частности, улучшение массогабаритных показателей, упрощение схемы управления и привода сварочных машин.

Контактная стыковая сварка сопротивлением широко применяется для соединения проволок, прутков, труб из сталей, цветных металлов и сплавов. Широкое распространение этот способ сварки получил благодаря своей простоте, высокой производительности, гигиеничности, низкой стоимости используемого оборудования. Однако традиционная стыковая сварка сопротивлением имеет существенные недостатки, основным из которых является ухудшение механических свойств сварных соединений, особенно пластичности. Снижение механических свойств сопряжено с перегревом металла и образованием в связи с этим в зоне соединения крупных зерен, а также дефектов в виде оксидных плен и микротрещин [2]. Особенно это проявляется при сварке сопротивлением арматуры диаметром более 8 мм, а поэтому этот способ сварки не используют для соединения арматуры большого диаметра.

Совершенствование процесса контактной сварки сопротивлением сопряжено с необходимостью сокращения объемов перегретого металла в сварном соединении, увеличения концентрации выделяемого тепла в зоне контакта, защиты зоны соединения от оксидных пленок. В данной работе исследовали возможность интенсификации нагрева зоны контакта за счет использования при нагреве сопротивлением вставок (рис. 1), представляющих собой прослойки с композитной структурой, состоящей из металлической основы и флюсующих компонентов. При пропускании тока через стык со вставкой имеет место ее интенсивный нагрев и расплавление последней вследствие ее значительного внутреннего сопротивления. При этом имеет место большая по сравнению с традиционным способом локализация нагрева сопротивлением.

Для сравнения на рис. 2 приведено распределение температуры в стыке при контактной сварке арматуры оплавлением. Из рисунка видно, что при нагреве сопротивлением с использованием композитной вставки нагрев более концентрированный, а температурное поле примерно такое же, как и при сварке оплавлением.

В состав композиционной вставки входят флюсующие элементы, температура плавления кото-

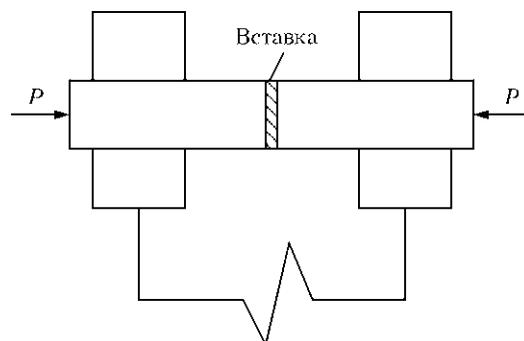


Рис. 1. Схема сварки сопротивлением с использованием композитной вставки

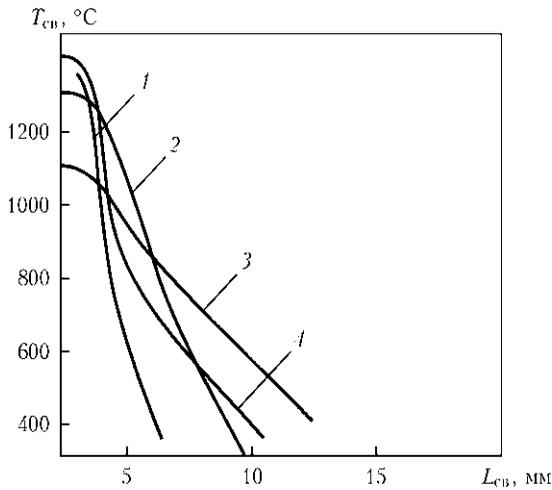


Рис. 2. Распределение температуры сварки $T_{св}$ перед осадкой при контактной сварке арматуры диаметром 32 мм непрерывным оплавлением (1), с композитной вставкой (2), сопротивлением (3), оплавлением с подогревом (4) ($L_{св}$ — расстояние от зоны сварки)

рых ниже температуры плавления основного металла свариваемых деталей. Наличие флюсующих компонентов позволяет защитить нагреваемый в зоне контакта металл от окисления, что обеспечивает формирование качественных соединений в процессе сжатия деталей при осадке. При этом обеспечивается возможность получения соединений при температуре нагрева приконтактных слоев металла ниже температуры солидуса основного металла. В таком случае для формирования соединений необходима меньшая деформация торцов, чем при традиционной контактной сварке.

Основа композитной вставки — профилированный лист низкоуглеродистой стали толщиной 0,8..2,0 мм, высоту и шаг профиля выбирают из расчета допустимой плотности тока, затем определяют интенсивность тепловыделения в зоне контакта.

В состав флюса входят оксиды, хлориды и фториды щелочных и щелочноземельных металлов, температура плавления флюса составляет 900...1000 °C. Для раскисления и улучшения структуры металла шва в флюс добавляют по-



Рис. 3. Внешний вид сварного соединения арматуры диаметром 32 мм из стали 25Г2С

рошки углерода, марганца, кремния, никеля и молибдена.

Для проведения экспериментов модернизирована установка для контактной стыковой сварки оплавлением AMG 20/170 Schlatter мощностью 170 кВ·А, привод которой переделан под сварку сопротивлением. Система управления процессом сварки на основе КСУ КС 02 в варианте для стыковой сварки обеспечивает ее автоматическое регулирование и регистрацию.

В качестве образцов для исследования были выбраны прутки арматуры диаметром от 8 до 32 мм классов АI...AV [3]. Результаты оценки особенностей нагрева (таблица) позволили оптимизировать режимы сварки и состав сварочного флюса. Сваривали образцы диаметром 8, 12, 20 и 32 мм (сталь 20, 25Г2С, сталь 70), торцы которых подвергали черновой токарной обработке. На рис. 3 видно почти полное отсутствие усиления шва, что связано со значительным уменьшением припуска на осадку.

Металлографические исследования проведены на специально изготовленных шлифах сварных соединений. Образцы травили в 4%-м растворе HNO_3 в спирте. Твердость измеряли с помощью микротвердомера М-40 фирмы «LECO» при нагрузке 0,5 Н. Балл зерна определяли в соответствии с ГОСТ 5639–82.

Технологические параметры и механические свойства сварных соединений стержней и арматуры

Марка стали	Диаметр арматуры, мм	Время сварки, с	Плотность сварочного тока, А/мм ²	Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа		Ударная вязкость KCV (Дж/см ²) при 20 °C	
				Основной металл	Сварное соединение	Основной металл	Сварное соединение
Сталь 20	8	2,3	17	490...510	485...505	90	55...70 (63)
	12	3,3	12	(500)	(495)		
	20	4,3	10				
25Г2С	20	4,3	10	600...620	597...625	130	75...90 (83)
	32	6,1	8	(610)	(611)		
Сталь 70	12	2,3	15	840...890	843...870	55	22...30
	20	3,3	12	(865)	(857)		

Примечание. В скобках даны средние значения σ_b и KCV .

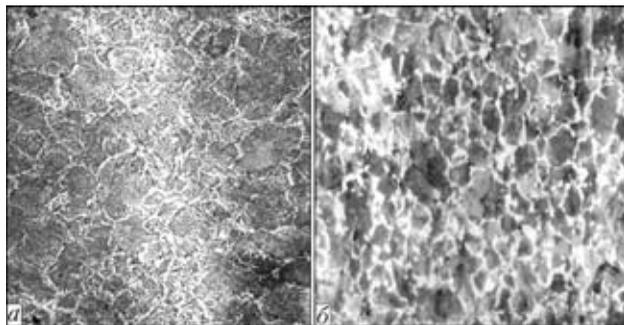
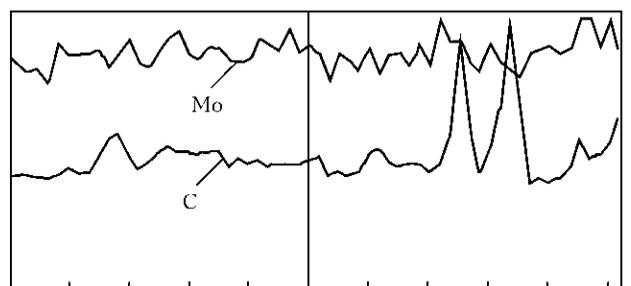


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 150$) металла зоны соединения (а) стали 25Г2С и металла 3ТВ (б)

I , отп. ед.



l , мкм

Рис. 5. Распределение углерода и молибдена поперек сварного шва, выполненного на стали 25Г2С (база измерения 120 мкм с шагом 2 мкм)

Микроструктура металла сварного соединения стали 25Г2С и зоны термического влияния (ЗТВ) представлена на рис. 4.

Металлографические исследования показали, что структура металла сварного соединения ферритно-перлитная с преобладающей ферритной составляющей. На участке выдавленного металла и в прилегающей к нему зоне балл ферритного зерна соответствует № 6, твердость $HV_{0,05}$ 180...200. В зоне сплавления отсутствуют следы расплава и нерасплавившиеся остатки композитной вставки.

В ЗТВ происходит перекристаллизация зернистого перлита в пластинчатый. Микротвердость в ЗТВ соответствует классическому участку перегрева и колеблется от HV 160 до 170, не замечено наличие хрупких фаз и структур закалки. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что в металле шва и ЗТВ элементов-активаторов из состава сварочного флюса в виде отдельных структурных составляющих не обнаружено. Имеют место небольшие пики концентрации углерода и молибдена, расположенные на определенном расстоянии от зоны сплавления. Это свидетельствует о том, что из-за процесса диффузии за время сварки и происходит незначительное легирование металла шва и ЗТВ (рис. 5).

Проведенные исследования позволили разработать технологию контактной стыковой сварки с композитной вставкой арматуры диаметром до 32 мм.

Использование при сварке сопротивлением специальной композитной офлюсованной вставки обеспечивает высококонцентрированный нагрев в зоне контакта, флюсовую защиту зоны соединения, уменьшение длительности процесса и припусков на нагрев и осадку, а также значительное (в 6...8 раз) снижение усилий при осадке.

Для сварки требуется более низкая удельная мощность сварочного оборудования, что расширяет технологические возможности совершенствования как самого процесса сварки, так и сварочных машин для контактной сварки.

1. Пат. 78378 Украины, МПК В 23 К 11/02. Способ контактной стыковой сварки сопротивлением. — Оpubл. 15.03.2007.
2. Гельман А. С. Основы сварки давлением. — М.: Машиностроение, 1970. — 312 с.
3. ГОСТ 14098–91. Соединения сварные арматуры и закладных элементов железобетонных конструкций. — Введ. 01.07.92.

Investigations of resistance welding of reinforcing steel with application of fluxed intermediate inserts have been performed. It is determined that inserts allow producing joints equivalent to base metal in terms of strength at much lower degree of plastic deformation and specific capacity of the equipment. Technology of welding r-bars of AI–AV classes of 8 to 32 mm diameter was proposed.

Поступила в редакцию 26.09.2009

СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ — ЭФФЕКТИВНЫЙ СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОНСТРУКЦИЙ*

А.Г. ПОКЛЯЦКИЙ, канд. техн. наук, чл.-кор. НАН Украины А.Я. ИЩЕНКО, А.А. ЧАЙКА, инж.,
Т. М. ЛАБУР, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены основные преимущества формирования швов в твердой фазе в результате пластической деформации металла при сварке алюминиевых сплавов трением с перемешиванием. Приведены примеры использования этого процесса в развитых странах для изготовления сварных конструкций в различных отраслях машиностроения и достигнутая за счет этого экономия ресурсов. Проанализированы структура, степень разупрочнения, прочность, показатели сопротивления при внецентренном растяжении образцов и уровни остаточных напряжений и деформаций в сварных соединениях высокопрочных алюминиевых сплавов, полученных трением с перемешиванием и аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом.

Ключевые слова: высокопрочные алюминиевые сплавы, сварка трением с перемешиванием, аргонодуговая сварка неплавящимся электродом, микроструктура, твердость, прочность, внецентренное растяжение

Основной характеристикой любой промышленной конструкции является способность обеспечивать необходимую работоспособность при заданных условиях эксплуатации на протяжении определенного срока. Часто для достижения поставленной цели при изготовлении конструкций приходится применять новые материалы, уникальные технологии производства и различные методы соединения отдельных элементов и узлов. Каждая из этих составляющих существенно влияет на стоимость готовых изделий и в значительной степени определяет их эксплуатационные характеристики.

Деформируемые и термически упрочняемые алюминиевые сплавы довольно широко применяются в качестве конструкционных материалов. Благодаря высокой удельной прочности, хорошей коррозионной стойкости, надежному сопротивлению повторным нагрузкам и малой скорости развития трещин усталости эти материалы используют при создании авиационной техники, космических аппаратов, водного и наземного транспорта [1–3]. Для получения неразъемных соединений при изготовлении конструкций из алюминиевых сплавов применяют различные способы сварки. Однако в большинстве случаев формирование шва происходит за счет расплавления некоторого объема свариваемого металла

и подающейся в зону сварки проволоки с последующей их кристаллизацией в инертной защитной среде. Нагрев металла до температуры плавления приводит к существенным фазовым и структурным превращениям, вызывает значительную пластическую деформацию соединений и способствует возникновению в них больших остаточных напряжений. В зоне сварки основной металл разупрочняется, а шов имеет литую крупнокристаллическую структуру, что приводит к резкому снижению предела прочности сварного соединения. Кроме того, в процессе кристаллизации расплава по местам выделения вторичных легкоплавких фаз может происходить межкристаллитное разрушение швов [4]. Следовательно, если осуществлять процесс сварки без разогрева металла до температуры плавления, можно избежать многих перечисленных выше недостатков.

Одним из перспективных способов получения неразъемных соединений в твердой фазе является сварка трением с перемешиванием (СТП). При этом принцип образования шва основан на нагреве небольшого объема металла до пластического состояния за счет трения, перемешивания его по всей толщине свариваемых кромок и деформирования в замкнутом пространстве [5]. Поэтому процесс СТП имеет ряд существенных преимуществ по сравнению со сваркой плавлением [6, 7]:

- формирование шва в твердой фазе позволяет избежать образования горячих трещин, макровключений оксидной пленки, пор и других дефектов, обусловленных расплавлением и кристаллизацией металла при сварке плавлением;

- нагрев металла в зоне сварки за счет трения исключает ультрафиолетовое излучение дуги, вы-

* Статья подготовлена по результатам выполнения комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин» (2007–2009 гг.).



деление дыма и паров металла и снижает уровень шума;

- формирование неразъемного соединения без расплавления металла можно осуществлять без применения защитного газа и выполнять сварку в любом пространственном положении;

- отсутствие дугового разряда и расплавленного металла исключает потерю легирующих элементов в шве и необходимость повышения их содержания в нем в результате применения присадочных материалов;

- перемешивание пластифицированного металла при избыточном давлении в ограниченном объеме приводит к дроблению макрочастиц оксидных включений, при этом требования к предварительной подготовке поверхностей свариваемых кромок снижаются;

- проникновение наконечника инструмента на всю глубину стыка позволяет сваривать металл различной толщины без специальной разделки кромок;

- протекание процесса сварки при более низких температурах приводит к уменьшению степени разупрочнения материала и уровня остаточных деформаций в конструкциях;

- повышение эффективности использования энергии при СТП и уменьшение температуры нагрева металла в зоне сварки снижают энергоемкость процесса по сравнению со сваркой плавлением;

- возможность легкой автоматизации процесса сварки, что обеспечивает стабильное качество швов без высокой квалификации оператора.

Благодаря таким преимуществам процесс СТП открывает более широкие технологические возможности для изготовления сварных конструкций из сплавов, соединить которые сваркой плавлением невозможно из-за образования горячих трещин в швах; обеспечения более высокого уровня прочности сварных соединений термически упрочняемых и нагартованных алюминиевых сплавов; соединения метастабильных сплавов, полученных быстрой кристаллизацией металла из расплава, композитов и наноматериалов; получения сварных узлов, которые нецелесообразно экономически или невозможно практически прессовать или отливать целиком, из серийно изготавливаемых отдельных профилей; изготовления практически без деформаций крупных легковесных панелей в судостроении, производстве железнодорожных платформ и т. д.

Благодаря своим преимуществам процесс СТП находит все большее применение во многих развитых странах мира. В судостроении и в железнодорожном транспорте изготавливают крупногабаритные интегрированные панели, сваренные трением с перемешиванием из отдельных эк-

струдированных или прессованных профилей [8, 9]. В автомобильной промышленности этот процесс применяют для производства пространственных рам автомобилей, мотоциклов и велосипедов, кузовов грузовиков, корпусов и напольных покрытий автобусов, фургонов и прицепов, элементов шасси, дисков колес и т. п. [10]. Применение сварки СТП компанией «Boeing» позволило сократить время изготовления топливных баков ракет «Delta» и уменьшить на порядок количество дефектов в швах по сравнению со сваркой плавлением. Авиакомпания «Eclipse Aviation» успешно использует этот способ сварки для соединения узлов фюзеляжа и кабины пятиместного самолета бизнес-класса Eclipse 500, а компания «Airbus» исследует возможности процесса с целью применения его при изготовлении фюзеляжа, вертикальных стабилизаторов и крыльев самолетов «A3xx Airbus» [11]. На предприятиях космического агентства США (NASA) СТП выполнено около полумили швов на внешнем баке ракеты-носителя космического челнока «Shuttle» [12].

Об эффективности использования этого ресурсосберегающего процесса свидетельствуют полученные в США результаты статистических исследований. Выполнение около 10 % всего объема сварочных операций трением с перемешиванием в 2005 г. позволило сэкономить $1,35 \cdot 10^{16}$ Дж энергии и 20000 т защитного газа, а общая экономия составила свыше 4,9 млрд дол. США. Хотя главным достоинством процесса СТП в NASA по праву считают улучшение условий труда сварщиков и персонала, непосредственно занятого в производстве сварных конструкций [11, 12].

Целью работы являлась оценка эксплуатационных и ресурсных характеристик сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных СТП.

Для проведения исследований использовали листы толщиной 1,8 мм из высокопрочных алюминиевых сплавов АМг6, 1201, 1420 и 1460. СТП стыковых соединений осуществляли на сконструированной в ИЭС им. Е.О. Патона лабораторной установке, используя специальный инструмент с диаметром бурта 12 мм и коническим наконечником. Скорость вращения инструмента составляла 1420 об/мин, а линейного перемещения его вдоль стыка 8...14 м/ч. Для сравнения такие же образцы сваривали автоматической аргодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) в аргоне со скоростью 20 м/ч от установки MW-450 («Fronius», Австрия) на токе 130...145 А с присадочными проволоками диаметром 1,6 мм. Из полученных сварных соединений изготавливали образцы для измерения твердости, исследования структуры, определения их прочности при одноосном растяжении и оценки показателей сопротивления разрушению при внецентренном нагружении. Твердость металла на сварных соедине-

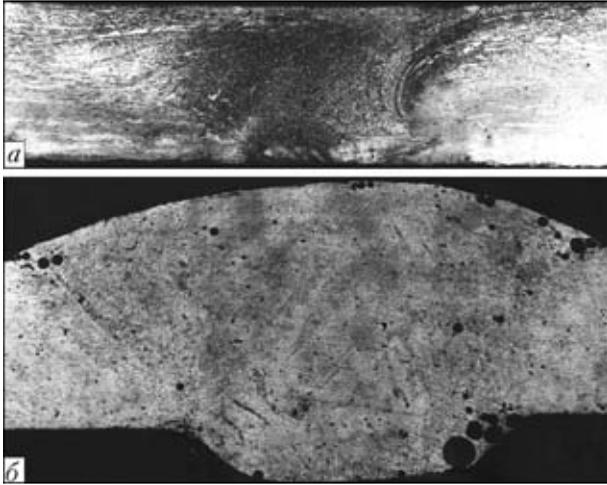


Рис. 1. Поперечные макрошлифы ($\times 12$) сварных соединений алюминиевого сплава 1460, полученных СПТ (а) и АДСНЭ с присадкой Св1201 (б)

них измеряли со стороны лицевой поверхности швов, предварительно зачистив усиление и проплав заподлицо с основным металлом. При этом ширина швов, сваренных плавлением, составляла в среднем 6,5 мм, а трением с перемешиванием — 3,5 мм (при ширине зоны термомеханического воздействия (ЗТМВ) 11 мм). Степень разупрочнения металла в зоне сварки оценивали по результатам измерения его твердости на приборе «ROSKWELL» при нагрузке 600 Н и диаметре шарика 1/16". Для исследования микроструктуры полученных соединений использовали оптический микроскоп МИМ-8М. Уровень остаточных напряжений и пластических деформаций, возникающих в продольном направлении стыка, определяли по изменению базового расстояния (25 мм) после сварки и разрезания образцов.

Проведенные экспериментальные исследования позволили оценить особенности соединений, полученных в твердой фазе и сваркой плавлением. По внешнему виду макрошлифов швов сплава 1460 на рис. 1 видно, что СПТ является ресурсосберегающей технологией. Формирование неразъемного соединения при СПТ осуществляется

только за счет основного металла, при этом присадочного материала не требуется. Кроме того, следует учитывать, что зону сварки не нужно защищать инертным газом. А поскольку процесс сварки осуществляется в твердой фазе без расплавления металла, то при этом снижаются энергетические затраты.

Термомеханические условия, при которых происходит формирование соединений при СПТ, способствуют образованию специфической мелкокристаллической структуры швов и прилегающих к нему участков (рис. 2). В отличие от литой структуры швов, образующихся при сварке плавлением, швы, полученные трением с перемешиванием, имеют деформированную структуру. Центральная часть (ядро) шва формируется вокруг наконечника инструмента при высоком давлении и повышенной температуре, вследствие чего происходит динамическая рекристаллизация зерен и образование мелких равноосных кристаллов. В непосредственно примыкающей к ядру ЗТМВ, где металл подвергался значительным пластическим деформациям и нагреву, формируются достаточно крупные, вытянутые вдоль траектории его перемещения, и мелкие рекристаллизованные зерна. За ней располагается зона термического влияния (ЗТВ), в которой металл не деформировался, а изменения в структуре происходили только под воздействием нагрева.

Благодаря формированию деформированной мелкокристаллической структуры швов и меньшему нагреву металла в зоне сварки степень разупрочнения соединений алюминиевых сплавов ниже, а предел прочности выше, чем при их сварке плавлением. Так, минимальная твердость металла шва сплава 1201, полученного неплавящимся электродом с присадкой Св1201, составляет всего *HRB* 67, а сваренного трением с перемешиванием — *HRB* 82 (рис. 3). Металл шва сплава АМг6, сваренного плавлением с присадкой СвАМг6, имеет минимальную твердость *HRB* 82, а полученный в твердой фазе *HRB* 87. Для сплава 1460 эти показатели составляют *HRB* 71 (с присадкой Св1201)

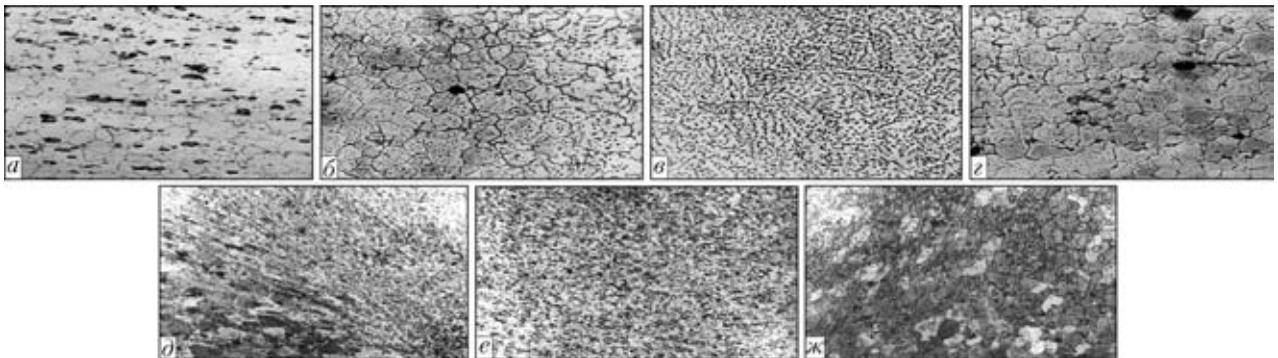


Рис. 2. Микроструктура ($\times 400$) основного металла (а) и сварных соединений сплава 1201, полученных АДСНЭ с присадкой Св1201 (б, в — зоны сплавления шва с основным металлом; в — шов) и СПТ (д — ЗТМВ со стороны набегающего инструмента; е — ядро шва; ж — ЗТМВ со стороны отхода инструмента)

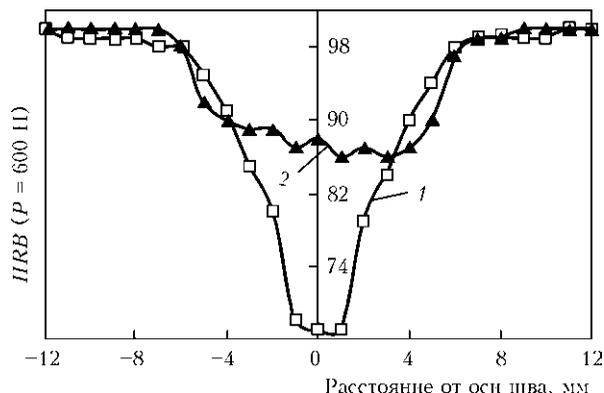


Рис. 3. Твердость металла в сварных соединениях сплава 1201, полученных АДСНЭ с присадкой Св1201 (1) и СТП (2)

и *HRB* 82 соответственно. Твердость металла шва сплава 1420, полученного АДСНЭ с присадкой СвАМг63, находится на уровне *HRB* 82, а сваренного трением с перемешиванием *HRB* 86.

Предел прочности образцов без усиления шва, полученных при АДСНЭ сплава АМг6 с присадкой СвАМг6, составляет 324 МПа, а сваренных трением с перемешиванием 332 МПа (табл. 1). При этом разрушение образцов, полученных сваркой в твердой фазе, происходит по ЗТМВ, а не по металлу шва. Сварные образцы сплава 1420, хотя и разрушаются в обоих случаях по шву, но имеют более высокий предел прочности (342 МПа) при использовании СТП. Еще большая разница в прочности достигается при сварке медьсодержащих термически упрочняемых алюминиевых сплавов. Так, сваренные трением с перемешиванием образцы сплавов 1201 и 1460 имеют предел прочности на уровне 310 МПа, тогда как для образцов без усиления, полученных при АДСНЭ сплавов 1201 и 1460 с присадкой Св1201, этот показатель составляет соответственно всего 239 и 257 МПа.

Снижение теплового воздействия на металл при СТП способствует уменьшению уровня оста-

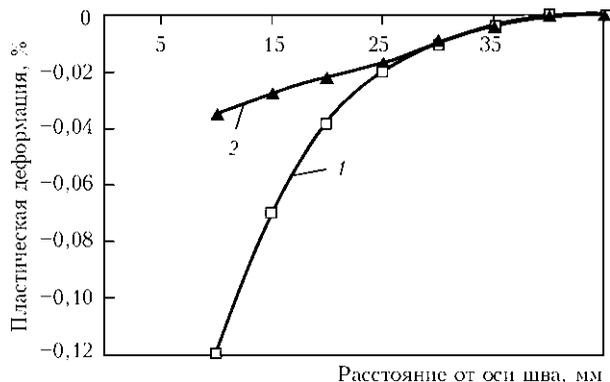


Рис. 4. Пластические деформации усадки в сварных соединениях сплава 1420, полученных АДСНЭ с присадкой СвАМг63 (1) и СТП (2)

точных пластических деформаций, возникающих в околошовной зоне сварных соединений под воздействием напряжений, превышающих условный предел текучести материала. Так, максимальная пластическая деформация при усадке металла на расстоянии 10 мм от оси шва в соединениях сплава 1420, полученных АДСНЭ, составляет 0,12 %, а трением с перемешиванием — менее 0,04 % (рис. 4). Поэтому применение сварки в твердой фазе способствует меньшему короблению сварных конструкций, а следовательно, позволяет снизить затраты, связанные с последующим его устранением.

Наличие остаточных пластических деформаций укорочения на стадии охлаждения шва приводит к возникновению остаточных растягивающих напряжений в средней части сварного соединения. Поэтому применение СТП обеспечивает меньший уровень остаточных напряжений. Например, максимальное значение остаточных растягивающих напряжений в сварных соединениях сплава 1420, полученных АДСНЭ, находится на уровне 99, а СТП — 64 МПа (рис. 5), т. е. такие соединения меньше склонны к распространению в них эксплуатационных трещин и имеют повышенную стойкость к разрушению.

Таблица 1. Прочность сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных СТП и АДСНЭ

№ п/п	Свариваемые сплавы	Способ сварки	Присадка	Предел прочности образцов без усиления шва $\sigma_{\text{в}}^{\text{св}}$, МПа	Коэффициент прочности $\sigma_{\text{в}}^{\text{св}}/\sigma_{\text{в}}^{\text{м}}$	Место разрушения	Предел прочности образцов с усилением шва $\sigma_{\text{в}}$, МПа	Место разрушения
1	АМг6	СТП	—	332	0,92	ЗТМВ	—	—
		АДСНЭ	СвАМг6	324	0,90	Шов	345	ЗС
2	1420	СТП	—	342	0,75	ЗС	—	—
		АДСНЭ	СвАМг63	320	0,70	Шов	373	ЗС
3	1201	СТП	—	310	0,73	ЗС	—	—
		АДСНЭ	Св1201	239	0,57	Шов	296	ЗС
4	1460	СТП	—	309	0,55	ЗТМВ	—	—
		АДСНЭ	Св1201	257	0,45	Шов	311	ЗС

Примечание. Приведены средние значения показателей по результатам испытания трех–пяти образцов.

Таблица 2. Показатели сопротивления разрушению при внецентренном нагружении образцов сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных СТП и АДСНЭ

№ п/п	Свариваемые сплавы	Способ сварки	Присадка	Предел прочности при внецентренном растяжении σ_p , МПа	Коэффициент интенсивности напряжений K_{σ} , МПа $\sqrt{м}$	Энергетический показатель зарождения трещины J_{σ} , Дж/см 2	Удельная работа распространения трещины УРРТ, Дж/см 2
1	АМг6	–	–	402	31	7,8	6,3
		СТП	–	436	42	6,9	10,6
		АДСНЭ	СвАМг6	360	24	6,2	4,7
2	1420	–	–	450	15	6,5	2,7
		СТП	–	388	22	4,4	5,2
		АДСНЭ	СвАМг63	399	29	5,2	5,7
3	1201	–	–	486	15	6,1	2,7
		СТП	–	449	20	7,4	3,8
		АДСНЭ	Св1201	333	16	3,7	2,9

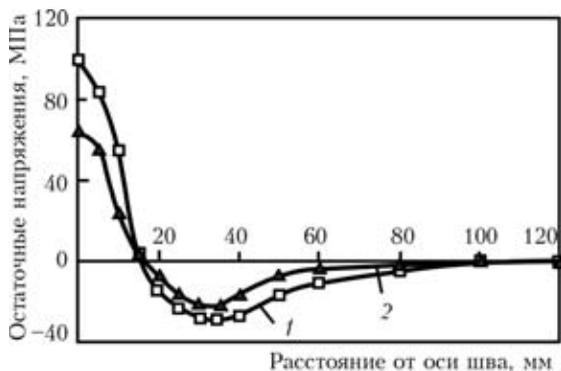


Рис. 5. Остаточные напряжения в сварных соединениях сплава 1420, полученных АДСНЭ с присадкой СвАМг63 (1) и СТП (2)

Более высокий уровень ресурсных характеристик сварных соединений, полученных в твердой фазе, подтверждают результаты испытаний образцов при их внецентренном нагружении. Так, образцы с концентратором в виде острого ($R = 0,1$ мм) надреза, выполненные СТП, в основном имеют более высокие показатели сопротивления разрушению, чем полученные неплавящимся электродом, а иногда и превышающие соответствующие значения для основного металла (табл. 2).

Проведенный комплекс исследований позволил разработать технологические рекомендации по СТП тонколистовых алюминиевых сплавов. Преимущества такого процесса получения неразъемных соединений будут реализованы при изготовлении теплообменной аппаратуры и аэрокосмической техники.

Выводы

1. Поскольку в процессе сварки СТП шов и прилегающие к нему участки нагреваются ниже температуры плавления свариваемого металла, исключается возможность образования кристаллизационных трещин на алюминиевых сплавах.

2. Интенсивное перемешивание пластифицированного металла при избыточном давлении в ограниченном пространстве при СТП способствует формированию в ядре шва ультрадисперсной структуры, а в прилегающих ЗТМВ — длинных, вытянутых вдоль траектории перемещения пластифицированного металла и мелких рекристаллизованных зерен.

3. Деформационное упрочнение металла, измельчение зерен, увеличение объемной доли их границ и дробление интерметаллидных фаз в шве и на граничащих с ним участках при СТП обеспечивают более высокий уровень твердости металла в зоне сварки и предел прочности соединений, чем при сварке плавлением.

4. Снижение теплового воздействия на металл при СТП способствует уменьшению уровня остаточных пластических деформаций укорочения и растягивающих напряжений в соединениях, что вызывает меньшее коробление сварных конструкций и повышает их стойкость к разрушению.

5. Сварные соединения, полученные трением с перемешиванием, имеют более высокие показатели сопротивления разрушению при внецентренном растяжении образцов, чем полученные неплавящимся электродом, а иногда и превышающие соответствующие значения для основного металла.

6. Применение ресурсосберегающей технологии получения неразъемных соединений в твердой фазе трением с перемешиванием при изготовлении сварных конструкций из алюминиевых сплавов позволит повысить их эксплуатационные и ресурсные характеристики.

- Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2015 гг. // Технология легких сплавов. — 2002. — № 4. — С. 12–17.
- Рязанцев В.И., Федосеев В.А. Сварка конструкций орбитального самолета «Буран» // Свароч. пр-во. — 1997. — № 4. — С. 31–36.
- Металловедческие концепции создания деформируемых алюминиевых сплавов для быстроходных морских судов

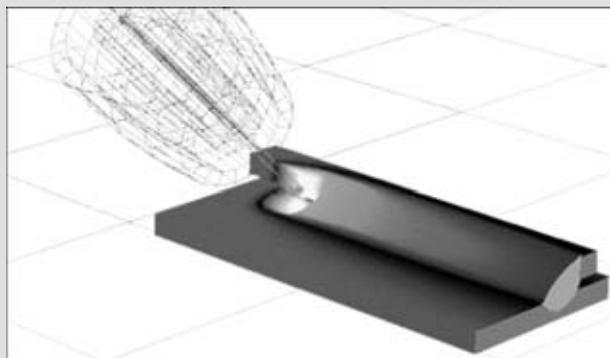
- / И.В. Горынин, Ю.С. Золотаревский, В.В. Рыбин, В.В. Чижигов // Вопр. металловедения. — 1999. — № 3. — С. 197–209.
4. *Иценко А.Я.* Характер горячих трещин, образующихся при сварке плавлением, высокопрочных алюминиевых сплавов // Актуальные проблемы сварки цветных металлов. — Киев: Наук. думка, 1985. — С. 34–36.
 5. *Dawes C.J.* An introduction to friction stir welding and its development // Weld. and Metal Fabr. — 1995. — N 1. — P. 13–16.
 6. *Dawes C.J., Thomas W.M.* Friction stir process welds aluminium alloys // Welding J. — 1996. — N 3. — P. 41–45.
 7. *Defalco J.* Friction stir welding vs. fusion welding // Ibid. — 2006. — N 3. — P. 42–44.
 8. *Lahti K.* FSW — possibilities in shipbuilding // Svetsaren. — 2003. — N 1. — P. 6–8.
 9. *Kallee S.W., Davenport J., Nicholas E.D.* Railway manufacturers implement friction stir welding // Welding J. — 2002. — N 10. — P. 47–50.
 10. *Challenges of welding aluminium alloys for automotive structures / J.F. Hinrichs, J.S. Norik, W.M. McDonald, R.J. Heideman // Svetsaren. — 2001. — N 12. — P. 281–287.*
 11. *Arbegast W.J.* Friction stir welding after a decade of development // Welding J. — 2006. — N 3. — P. 28–35.
 12. *Friction stir welding flies high at NASA / J. Ding, R. Carter, K. Lawless et al. // Ibid. — 2006. — N 3. — P. 54–59.*

Main advantages of formation of welds in the solid phase as a result of plastic deformation of metal in friction stir welding of aluminium alloys are considered. Examples of using this process in the developed countries to fabricate welded structures in various engineering sectors, and the resulting saving of resources are given. Structures, weakening degree, strength, values of resistance to out-of-centre tension of specimens, and levels of residual stresses and strains in high-strength aluminium alloy welded joints produced by friction stir welding and argon-arc tungsten-electrode welding are analysed.

Поступила в редакцию 20.10.2009

ВНИМАНИЮ СПЕЦИАЛИСТОВ!

С 2 по 30 апреля 2010 г. кафедра сварки, литья и технологии конструкционных материалов Тульского государственного университета, Международный научно-образовательный центр «ComHighTech» проводят 3-ю международную электронную научно-техническую конференцию «КОМПЬЮТЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СОЕДИНЕНИИ МАТЕРИАЛОВ» — КТСМ-2010 с последующей публикацией избранных Оргкомитетом научных трудов в ВАКовском сборнике «Известия ТулГУ, Серия Технические науки».



Для участия в конференции участникам из России и стран СНГ необходимо перечислить регистрационный взнос в размере 500 руб. за один доклад (объемом не более десяти страниц формата А4). Оплата регистрационного взноса гарантирует получение по почте экземпляра сборника с научными трудами конференции. Для представителей других стран участие бесплатное.

Текст доклада набирается на компьютере в текстовом редакторе Microsoft Word 97/2002 шрифтом «Times New Roman» величиной 14 пт с одинарным интервалом. Для докладов на русском языке после аннотации через строку указываются авторы, название статьи и аннотация на английском языке.

Вице-председатель конференции КТСМ-2010
проф., д-р техн. наук Судник Владислав Александрович

Адрес электронной конференции: <http://comhightech.tsu.tula.ru/weldsim>

КОДОВЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ ФЛЮСОВ ОТЕЧЕСТВЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА И КОМБИНАЦИЙ ФЛЮС+ПРОВОЛОКА В СООТВЕТСТВИИ С МЕЖДУНАРОДНЫМИ СТАНДАРТАМИ

А. В. ЗАЛЕВСКИЙ, В. И. ГАЛИНИЧ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Н. А. ПРОЦЕНКО, инж. (МНТЦ «Патон-Серг»),
В. В. КУХАРЕНКО, инж.

(НПП «Конверсионные технологии» Укр. науч.-исследоват. ин-та технологии судостроения, г. Николаев)

Рассмотрены особенности использования международных стандартов ISO 14171:2002 и ISO 14174:2004 с целью классификации сварочных флюсов. Приведены кодовые обозначения отечественных флюсов в соответствии с указанными стандартами, а также даны расшифровка кодов, входящих в обозначения, и рекомендации по применению кодовых обозначений сварочных флюсов.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварочные флюсы, международные стандарты ISO 14171:2002 и ISO 14174:2004, классификация, кодовые обозначения

Сварка под флюсом является основным технологическим процессом при изготовлении большинства металлических конструкций (труб, мостов, нефтегазопроводов, судов, разнообразных сооружений), который отличается высокими уровнем механизации и производительности, качеством сварных соединений, а при сварке металла толщиной более 12...15 мм является фактически единственным способом соединения элементов металлоконструкций.

Главным фактором повышения конкурентоспособности сварных металлоконструкций является их высокое качество при низкой себестоимости. Несмотря на то что стоимость самого флюса мало влияет на себестоимость металлоконструкции, высокое качество последней и затраты на его достижение существенно зависят от сварочного флюса — его способности к бездефектному формированию металла шва, стойкости последнего против образования пор и трещин, обеспечения высокой стойкости шва против хрупкого разрушения, снижения затрат на ремонт стыков и т. п.

В странах СНГ широко представлены сварочные плавящиеся флюсы марок АН-60, АН-60М, АН-348-А, АН-348-АМ, АН-348АПМ, АН-47, АН-47ДП, ОСЦ-45, ОСЦ-45М, АН-43, АН-67Б, которые используют для сварки углеродистых не легированных и низколегированных сталей, флюс АН-8 — для электрошлаковой сварки и флюсы АН-20С, АН-20П, АН-26С, АН-26П — для сварки нержавеющей сталей. Флюсы указанных марок в основном выпускают два наиболее известных

в Европе украинских производителя — ОАО «Запорізький завод зварювальних флюсів і склови-робів» та ОАО «Нікопольський завод ферросплавів» (по ГОСТ 9087–81Е [1], ТУ У 05416923.049–99 [2] и ГОСТ Р 52222 [3]). Вступление Украины во Всемирную торговую организацию (ВТО) обязывает приведение национальных стандартов и другой нормативно-технической документации в соответствие с международными стандартами.

Гармонизация национальных стандартов. В этом плане у отечественных сварочных флюсов существует две проблемы. Первая — отсутствие полноты информации в национальных стандартах о потребительских свойствах флюсов. Такая информация в соответствии с международными стандартами ISO 14171:2002 и 14174:2004 должна содержаться в кодах, составляющих обозначения флюсов. Кодовые обозначения размещают на этикетках, упаковках, в технической документации, на рекламных листках, в буклетах и т. п. Обозначения новым маркам флюсов должен присваивать их разработчик, а существующим (по ГОСТ 9087–81Е) — специальная организация, имеющая соответствующие технические возможности и специалистов для проведения необходимых испытаний и кодификации.

Вторая проблема состоит в том, что хотя флюсы обеспечивают основные технические требования к технологии производства сварных металлоконструкций (прочность металла швов, их бездефектное формирование и т. п.), однако национальные стандарты не содержат показателей потребительских свойств самих флюсов (прочностные характеристики швов, стойкость последних против хрупкого разрушения и т. п.). Это обус-



ловлено тем, что концептуально главный стандарт, по которому изготавливают отечественные флюсы — ГОСТ 9087–81Е [1] (а также различные технические условия), направлен на определение требований к технологии производства флюса, а не к его потребительским свойствам. Так, например, точный химический состав флюса, цвет его зерен, методика определения влажности во флюсе и другие факторы не позволяют обычному потребителю флюса (особенно представителям торговых организаций, которые в большинстве случаев не являются специалистами в области разработки и применения флюсов) оперативно оценить возможность использования данной марки флюса для решения своих технологических задач, поскольку эти показатели не несут информацию о механических свойствах металла шва или сварного соединения (пределе текучести и временном сопротивлении, ударной вязкости и др.). А ведь именно эти показатели являются основными критериями при выборе флюса. Исходя из этого сравним основные стандарты на сварочные флюсы, которые действуют на международном рынке.

Согласно указанным стандартам, размещая ярлык (этикетку) на продукте, изготовитель свидетельствует, что последний удовлетворяет требованиям соответствующего стандарта, устанавливающего свойства данного продукта. Полную информацию об этих свойствах содержит, как правило, сопроводительная документация. В то же время информация (или ее основная часть), которую размещают на этикетках или в коротких рекламных сообщениях, должна быть сжатой, но понятной потребителю. Поэтому ее формируют в соответствии со специальными стандартами.

Относительно сварочных флюсов используют следующие основные международные стандарты:

ISO 14171:2002. Welding consumables — Wire electrodes and wire-flux combinations for submerged arc welding of non alloy and fine grain steels — Classification (Материалы сварочные. Сварочные проволоки и комбинации проволока+флюс для дуговой сварки нелегированных мелкозернистых сталей. Классификация).

ISO 14174:2004. Welding consumables—Fluxes for submerged arc welding — Classification (Материалы сварочные. Флюсы для дуговой сварки. Классификация).

ISO 544:2003. Welding consumables — Technical delivery conditions for welding filler metals — Type of product, dimensions, tolerances and marking (Материалы сварочные. Технические условия для сварочных порошковых присадок. Тип продукта, измерения, допуски и маркировка).

ISO 14344:2002. Welding and allied processes — Flux and gas shielded electrical welding processes — Procurement guidelines for consumables (Сварка и родственные процессы. Флюсы и защитные газы

для электросварки — руководящие принципы. Условия поставки сварочных материалов).

ISO 15792-1:2000. Welding consumables — Test methods. Pt. 1: Test methods for all-weld metal test specimens in steel, nickel and nickel alloys (Материалы сварочные. Методы испытаний. Ч. 1: Методы испытаний образцов металла сварных соединений из сталей, никеля и никелевых сплавов).

ISO 15792-2:2000. Welding consumables — Test methods. Pt. 2: Preparation of single-run and two-run technique test specimens in steel (Материалы сварочные. Методы испытаний. Ч. 2: Подготовка к испытаниям образцов сварных соединений сталей, полученных по технологиям одно- и двусторонней однопроводной сварки).

ISO 3690:2000. Welding and allied processes — Determination of hydrogen content in ferritic steel arc weld metal (Сварка и родственные процессы. Определение содержания водорода в сварном металле швов ферритных сталей).

Следует отметить, что гармонизированные международные стандарты автоматически не отменяют действие региональных, межгосударственных и национальных стандартов, в том числе ГОСТ 9087–81Е. Так, например, на европейском рынке сварочных флюсов, кроме международных, действуют европейские стандарты EN 760 и EN 756, на рынке Германии — немецкие стандарты DIN 32522 и DIN 8557. Внедрение основных положений международных стандартов в национальное производство осуществляется путем разработки на их основе аналогичных национальных стандартов.

Кроме указанных международных стандартов, производители флюсов широко используют американские стандарты [4, 5]. Они отличаются от требований международных стандартов (в том числе ISO 14171:2002 и ISO 14174:2004) тем, что не содержат информацию о физико-химических свойствах флюсов и имеют отличия в технологиях сварки при испытаниях, однако, как и в стандарте ISO 14171:2002, результаты испытаний комбинаций флюс+проволока применены с целью классификации. По американской системе классификации флюсы не имеют других обозначений, кроме торговой марки. Все марки флюсов имеют обязательное обозначение комбинаций флюс+проволока, в которых, как и в стандарте ISO 14171:2002, в закодированном виде содержатся основные сведения о потребительских свойствах флюсов: для сварки каких материалов предназначен флюс, какой уровень механических свойств металла швов обеспечивает данный флюс в комбинации с определенными сварочными проволоками в стандартных условиях и т. п. Согласно международным стандартам эти показатели являются главными при оценке пригодности флюсов для использования. Такой подход дает возможность пот-

ребителю по кодовым обозначениям флюсов сравнить их технические характеристики и выбрать оптимальный вариант для сварки. Отечественная маркировка флюсов, например марка АН-60, в этом плане не дает никакой информации покупателю, не знакомому с этим флюсом. Она лишь указывает, что этот флюс разработан Академией наук Украины (АН) и номер разработки (60). В то же время даже короткое обозначение этого флюса по стандарту ISO 14174:2004 (SF 1 MS) указывает на то, что этот товар является сварочным (S) плавным (F) флюсом для сварки углеродистых и низколегированных сталей (1) и относится к марганцево-силикатному типу (MS).

С учетом изложенного выше, нами проведены испытания сварочно-технологических свойств отечественных флюсов наиболее известных марок в соответствии с требованиями международных стандартов ISO 14174:2004 и ISO 14171:2002 с целью определения кодов и присвоения им соответствующих обозначений.

Сварку и испытания механических свойств сварных соединений выполняли в аттестованных лабораториях ИЭС им. Е. О. Патона и дочернего НПП «Конверсионные технологии» Украинского научно-исследовательского института технологии судостроения.

В работе применяли только наиболее широко используемые сварочные проволоки отечественного производства марок Св-08А, Св-08ГА (по ГОСТ 2246–70), Св-08Г1НМА (ТУ У 14-16-130–97), проволоки известных европейских изготовителей марок S1 и S2 диаметром 4 мм фирмы «Multimet» (Польша), S2 диаметром 5 мм «Boehler» (Австрия), S1 диаметром 5 мм «OERLIKON» (Германия). Сварку и испытания стыков выполняли в соответствии с требованиями стандартов ISO 14171:2002, ISO 15792–1:2000 и ISO 15792–2:2000.

На основании полученных результатов исследований комбинаций флюсов со сварочными проволоками определены коды свойств и присвоены кодовые обозначения испытанным комбинациям в соответствии с требованиями стандарта ISO 14171:2002 (табл. 1).

Кодовые обозначения отечественных сварочных флюсов в соответствии с требованиями международного стандарта ISO 14174:2004 представлены в табл. 2. Присвоение обозначений этим флюсам, изготовленным в соответствии с ГОСТ 9087–81:2004, ТУ У 05416923-049–99 и ГОСТ Р 52222, проведено на основании результатов выполненных нами испытаний согласно требованиям международного стандарта ISO 14174:2004. Для принятия решения использовали информацию, которая содержится в технической документации на изготовление флюсов (ГОСТ 9087–81Е, ТУ У 05416923.049–99 и ГОСТ Р 52222 и др.) и относится к назначению, способам изготовления, химическому составу

флюсов, а также результаты специальных испытаний, проведенных с целью определения пригодности флюсов к сварке на переменном и/или постоянном токе, данные о содержании диффузионного водорода, металлургической характеристике и токовой нагрузке. Приведены также обозначения перечисленных выше флюсов по проекту ДСТУ ISO 14174:2009, введение которого в действие в Украине в статусе национального запланировано на 2010 г.

Некоторые особенности использования международных стандартов. Анализ международных стандартов, относящихся к флюсам, показывает, что в них отсутствуют данные, которые содержат межгосударственные и национальные стандарты, действующие в Украине, а также технические условия. Последние фактически регламентируют технологию изготовления флюсов — их химический состав, цвет и пр. Эти сведения у иностранного производителя являются закрытой информацией (ноу-хау). Поэтому, с точки зрения иностранного потребителя, ГОСТ 9087–81Е и различные украинские технические условия являются внутренними нормативными документами предприятий, из которых нельзя извлечь информацию, например, об уровне прочности сварного соединения, обеспечиваемом данным флюсом в сочетании со сварочными проволоками тех или иных марок, а также о том, при каких условиях следует применять этот флюс.

Как уже отмечалось выше, введение международных стандартов не отменяет действующие сегодня национальные нормативы, однако ставит определенные требования к условиям поставки продукции. Эти требования изложены в стандарте ISO 14344:2002, который устанавливает перечень и объем обязательных испытаний сварочных материалов. Последние определяет заказчик при заключении договора о поставке. Результаты этих испытаний обязательно вносятся в сертификат качества или заменяющий его сопроводительный документ.

Таким образом, после вступления Украины в ВТО ситуация выглядит следующим образом. Если заказчик требует поставить флюс АН-60 по ГОСТ 9087–81Е, поставщик обязан изготовить и поставить флюс в соответствии с этим нормативным документом, а если же требуется поставить этот флюс по ISO 14344:2002, то поставщик изготавливает его по ГОСТ 9087–81Е, поскольку именно этот стандарт определяет технологию производства данного флюса, выполняет сварочные испытания (если этого требует заказчик) в соответствии с требованиями стандартов ISO 14171:2002, ISO 15792–1:2000 и ISO 15792–2:2000 и оформляет документацию (сертификат качества и др.) по стандарту ISO 14344:2002. Следует отметить, что этот стандарт содержит лишь руково-



Таблица 1. Кодовые обозначения комбинаций отечественных сварочных флюсов с проволоками отечественного и импортного производства в соответствии с требованиями международного стандарта ISO 14171:2002

Комбинация флюс + проволока	Обозначения по ISO 14171:2002
<i>По пределу текучести основного металла и энергии (работе) удара металла сварного соединения 47 Дж (TWO-run technique, раздел А)</i>	
АН-60 + S1	ISO 14171-A-S 3T 0 MS S1
АН-348-A + S1	ISO 14171-A-S 5T 2 MS S1
ОЦЦ-45М + S1	ISO 14171-A-S 5T 2 MS S1
АН-47 + S2	ISO 14171-A-S 5T 2 CS S2
АН-47ДП + S2	ISO 14171-A-S 5T 2 CS S2
АН-43 + S2	ISO 14171-A-S 3T 4 AR S2
АН-67Б + S2	ISO 14171-A-S 3T 4 AR S2
<i>По временному сопротивлению и энергии (работе) удара металла сварного соединения 27 и 47 Дж (TWO-run technique, раздел В)</i>	
АН-60 + Св-08А	ISO 14171-B-S49S 2 MS SU11
АН-60 + Св-08А	ISO 14171-B-S49S OU MS SU11
АН-348-A + Св-08А	ISO 14171-B-S49S 2 MS SU11
АН-348-A + Св-08А	ISO 14171-B-S43S OU MS SU11
ОЦЦ-45М + Св-08А	ISO 14171-B-S49S 2 MS SU11
ОЦЦ-45М + Св-08А	ISO 14171-B-S43S OU MS SU11
АН-43 + Св-08ГА	ISO 14171-B-S57S 5 AR SU11
АН-43 + Св-08ГА	ISO 14171-B-S57S 4U AR SU11
АН-47 + Св-08ГА	ISO 14171-B-S57S 5 CS SU11
АН-47 + Св-08ГА	ISO 14171-B-S57S 3U CS SU11
АН-67Б + Св-08Г1НМА	ISO 14171-B-S57S 7 AR SUN2M3
АН-67Б + Св-08Г1НМА	ISO 14171-B-S57S 6U AR SUN2M3
<i>По пределу текучести чистого (наплавленного) металла шва и энергии (работе) удара 47 Дж (Multi-run technique, раздел А)</i>	
АН-60 + S1	ISO 14171-A-S35 2 MS S1
АН-60 + S2	ISO 14171-A-S42 0 MS S2
АН-348-A + S1	ISO 14171-A-S38 0 MS S1
АН-348-AM + S1	ISO 14171-A-S38 0 MS S1
ОЦЦ-45М + S1	ISO 14171-A-S35 0 MS S1
АН-47 + S2	ISO 14171-A-S42 2 CS S2
АН-47ДП + S2	ISO 14171-A-S50 2 CS S2
АН-47ДП + S3Ni1Mo	ISO 14171-A-S50 2 CS S3Ni1Mo
<i>По временному сопротивлению чистого (наплавленного) металла шва и энергии (работе) удара 27 и 47 Дж (Multi-run technique, раздел В)</i>	
АН-60 + Св-08А	ISO 14171-B-S49A 2 MS SU11 ISO 14171-B-S49A OU MS SU11 ISO 14171-B-S49S 2 MS SU11 ISO 14171-B-S49S OU MS SU11
АН-348-A + Св-08А	ISO 14171-B-S49A 2 MS SU11 ISO 14171-B-S49A OU MS SU11 ISO 14171-B-S49S 2 MS SU11 ISO 14171-B-S49S OU MS SU11
ОЦЦ-45М + Св-08А	ISO 14171-B-S49A 2 MS SU11 ISO 14171-B-S49A OU MS SU11 ISO 14171-B-S49S 2 MS SU11 ISO 14171-B-S49S OU MS SU11

Таблица 2. Кодовые обозначения отечественных сварочных флюсов в соответствии с требованиями международного стандарта ISO 14174:2004 и ДСТУ ISO 14174:2009

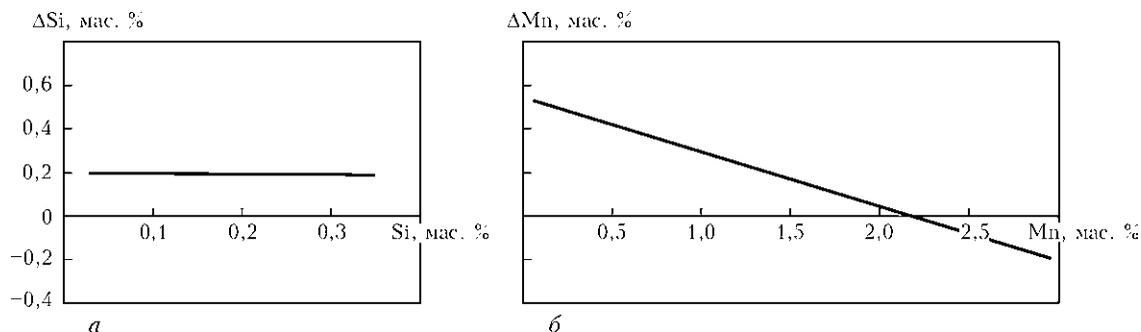
Марка флюса	Полное	Краткое
АН-60 АН-60М	Welding flux ISO 14174-S F MS 1 AC H10 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174 S F MS 1 AC H10	Welding flux ISO 14174-S F MS 1 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F MS 1
АН-348-А АН-348-АМ АН-348АП АН-348АПМ	Welding flux ISO 14174-S F MS 1 AC H10 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F MS 1 AC H10	Welding flux ISO 14174-S F MS 1 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F MS 1
АН-47 АН-47ДП	Welding flux ISO 14174-S F CS 1 AC H10 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F CS 1 AC H10	Welding flux ISO 14174-S F CS 1 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F CS 1
ОСЦ-45М ОСЦ-45	Welding flux ISO 14174-S F MS 1 AC H10 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F MS 1 AC H0	Welding flux ISO 14174-S F MS 1 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F MS 1
АН-43	Welding flux ISO 14174-S F AB 1 AD H5 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F MS 1 AB 1 AD H5	Welding flux ISO 14174-S F AB 1 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F MS 1
АН-67Б	Welding flux ISO 14174-S F AR 1 AC H5 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F MS 1 AR 1 AC H5	Welding flux ISO 14174-S F AR 1 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F MS 1
АН-8	Welding flux ISO 14174-S F MS 1 AC H10 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F MS 1 AC H10	Welding flux ISO 14174-S F MS 1 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F MS 1
АН-20С АН-20П	Welding flux ISO 14174-S F AB 2 AD H10 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F AB 2 AD H10	Welding flux ISO 14174-S F AB 2 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F AB 2
АН-26С АН-26П	Welding flux ISO 14174-S F AB 2 AC H5 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F AB 2 AC H5	Welding flux ISO 14174-S F AB 2 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F AB 2

дящие принципы для поставок сварочных материалов, а ГОСТ 9087–81:2002 — требования к физико-химическим характеристикам продукта и технологии их изготовления. Таким образом, оба стандарта дополняют друг друга, и поэтому ГОСТ 9087–81Е будет действовать некоторое время для потребителей стран СНГ как межгосударственный стандарт, а в дальнейшем фактически станет стандартом предприятия.

Некоторые пояснения к стандартам ISO 14171:2002 и ISO 14174:2004. Металлургическая характеристика. Стандарт ISO 14174:2004 содержит положение о металлургической характеристике флюса, хотя и указывает, что она не входит в обозначение флюсов, а только упоминается в технической документации (при этом в какой не называется). Не упоминается в этом стандарте также нормативный документ, согласно которому определяют эту характеристику.

Металлургическая характеристика показывает влияние химического состава флюса на переход в основном кремния и марганца в металл шва — приращение ΔSi и ΔMn , которое определяют как разницу между содержанием элемента в наплавленном металле, полученном согласно ISO 15792–1:2000, и сварочной проволоке.

Иногда металлургическую характеристику флюса дают в рекламных материалах [6] в виде графиков зависимости прироста легирующих элементов от содержания их в проволоке (рисунок). Чаще пользуются европейским стандартом EN 760:1996, где определенному диапазону значений прироста легирующих элементов присвоен соответствующий номер, по которому оценивают металлургическую характеристику. Однако при испытаниях наблюдается разбой в полученных результатах. Объясняется это тем, что на переход легирующих элементов в металл шва, в том числе кремния и марганца, влияет множество факторов,



Зависимость уровня приращения (выгорания) кремния (а) и марганца (б) в металле шва от их содержания в сварочной проволоке [6]



Таблица 3. Обозначения металлургических характеристик отечественных флюсов

Марка флюса	ISO 14174:2004	EN 760:1996
АН-60	ISO 14174-S F MS 1 AC H10	F MS 1 68 AC 14 SM HP10 3-40
АН-60 М	ISO 14174-S F MS 1 AC H10	F MS 1 68 AC 14 SM HP10 2-16
АН-348-А	ISO 14174-S F MS 1 AC H10	F MS 1 78 AC 12 HP10 2-28
АН-348-АМ	ISO 14174-S F MS 1 AC H10	F MS 1 78 AC 12 HP10 2-16
АН-47	ISO 14174-S F CS 1 AC H10	F CS 1 66 AC 12 HP10 3-25
ОСЦ-45	ISO 14174-S F MS 1 AC H10	F MS 1 78 AC 14 HP10 2-25
ОСЦ-45М	ISO 14174-S F MS 1 AC H10	F MS 1 78 AC 14 HP10 2-16
АН-43	ISO 14174-S F AB 1 AD H5	F AB 1 54 AD 8 HP5 2-25
АН-67Б	ISO 14174-S F AR 1 AC H5	F AR 1 54 AC 14 HP5 2-25
АН-8	ISO 14174-S F MS 1 AC H10	F MS 1 78 AC 12 HP10 2-28
АН-20С	ISO 14174-S F AB 2 AD H10	F AB 2 65AD 9 HP10 2-28
АН-20П	ISO 14174-S F AB 2 AD H10	F AB 2 65AD 9 HP10 3-40
АН-26С	ISO 14174-S F AB 2 AC H5	F AB 2 65 AC 10 HP5 2-25
АН-26П	ISO 14174-S F AB 2 AC H5	F AB 2 65 AC 10HP5 2-28

Таблица 4. Обозначения флюсов для сварки углеродистых и низколегированных сталей

Марка флюса (Flux) (ISO 14174:2004)	Сварочная проволока (Wire electrodes) (ISO 14171:2002)	Классификация (Classification ISO 14171:2002)	
		Проба чистого (наплавленного) металла шва (Multi-run technique)	Сварное соединение (TWO-run technique)
АН-60 АН-60М S F MS 1 AC H10	S1	A-S35 2 MS S1	A-S 3T 0 MS S1
	S2	A-S42 0 MS S2	—
	S1 (Св-08А)	B-S49A 2 MS SU11 B-S49A 0U MS SU11	B-S49S 2 MS SU11 B-S49S 0U MS SU11
АН-348-А АН-348-АМ S F MS 1 AC H10	S1	A-S38 0 MS S1	A-S 5T 2 MS S1
	S1 (Св-08А)	B-S49A 2 MS SU11 B-S49A 0U MS SU11	B-S49S 2 MS SU11 B-S49S 0U MS SU11
АН-47 S F CS 1 AC H10	S2	A-S42 2 CS S2	A-S 5T 2 CS S2
	SU11 (Св-08ГА)	—	B-S57S 5 CS SU11
ОСЦ-45М S F MS 1 AC H10	S1	A-S35 0 MS S1	A-S 5T 2 MS S1
	S1 (Св-08А)	B-S49A 2 MS SU11 B-S49A 0U MS SU11	B-S49S 2 MS SU11 B-S49S 0U MS SU11
АН-67Б S F AR 1 AC H5	S2	A-S 50 4 AR S2	A-S 3T 4 AR S2
	SUN2M3 (Св-08Г1НМА)	B-S57A 7 AR SUN2M3 B-S57A 6U AR SUN2M3	B-S57S 7 AR SUN2M3 B-S57S 6U AR SUN2M3
АН-43 S F AB 1 AD H5	S2	A-S 50 4 AR S2	A-S 3T 4 AR S2
	SU11 (Св-08ГА)	B-S57A 5 AR SU11 B-S57A 4U AR SU11	B-S57A 5 AR SU11 B-S57A 4U AR SU11

учесть которые весьма сложно, например, выдерживать точный режим сварки или химический состав металла. Потому для сравнительной оценки отечественных флюсов по кодам с учетом металлургической характеристики рекомендуем пользоваться сравнительной таблицей, составленной

на основе статистических данных с использованием европейского стандарта EN 760:1996 (табл. 3).

Токовая нагрузка. Токовая нагрузка представляет собой максимальный ток сварки одним электродом, при котором флюсовый расплав закипает и теряет способность к формированию шва. Этот показатель также не входит в обозначение флюсов в существующем стандарте ISO 14174:2004, однако в новой редакции этого стандарта ISO 14174:2008 указанный изъян устранен путем использования обозначений флюсов по EN 760:1996 (цифра после кода AC или AD, умноженная в 100 раз, показывает значение токовой нагрузки).

Размер зерен. Три последних цифры в обозначениях по EN 760:1996 указывают на размер зерен (минимальный/максимальный). Код этой характеристики не содержится в обозначениях флюсов существующего стандарта ISO 14174:2004. Однако его новая редакция требует указания размера зерен на упаковке и в технической документации.

Использование обозначений. Для каждого флюса обозначение по стандарту ISO 14174:2004 существует в одном варианте и показывает только основные потребительские характеристики самого флюса. Такие обозначения следует размещать во всех информационных материалах (на этикетках, в сертификатах качества, рекламной продукции, технической документации) после марки флюса, например марка АН-60 (ДСТУ ISO 14174-S F MS 1 AC H10).

Это обозначение чаще используют потребители при обращении к изготовителю или изготовитель при рекламировании продукции.

Классификация по стандарту ISO 14171:2002 касается только тех флюсов, которые отнесены стандартом ISO 14174:2004 к классу 1, т. е. пред-

Обозначение комбинации флюс АН-60 + проволока S1 по стандарту ISO 14171:2002 (испытания чистого (наплавленного) металла шва по определению предела текучести и энергии (работы) удара 47 Дж (Multi-run technique, раздел А)

ISO 14171 – А – S 35 2 MS S1

ISO 14171	А	S	35	2	MS	S1
						Сварочная проволока марки S1
						Флюс марганцево-силикатного типа
						При температуре испытаний чистого (наплавленного) металла шва –20 °С работа удара не менее 47 Дж
						Предел текучести чистого (наплавленного) металла шва не менее 355 Н/мм ²
						Комбинация флюс+проволока предназначена для дуговой сварки
						Классификация выполнена согласно раздела А (минимальный предел текучести чистого (наплавленного) металла шва и работа удара 47 Дж)
						Стандарт, по которому выполнена классификация

Обозначение комбинации флюс АН-60 + проволока Св-08А по стандарту ISO 14171:2002 (испытания сварного соединения по определению временного сопротивления и энергии (работы) удара 27 Дж (Two-run technique, раздел В)

ISO 14171 – В – S49A 2 MS SU11
ISO 14171 – В – S49S OU MS SU11

ISO 14171	В	S49A	2	MS	SU11	
ISO 14171	В	S49S	OU	MS	SU11	
						Обозначение сварочной проволоки Св-08А по классификации стандарта ISO 14171: 2002 (табл 4)
						Флюс марганцево-силикатного типа
						Литера U указывает на то, что при испытаниях сварного соединения при 0 °С (O) была достигнута энергия (работа) удара не ниже 47 Дж
						Цифра 2 указывает на то, что при испытаниях чистого металла шва энергия (работа) удара не ниже 27 Дж была достигнута при температуре –20 °С
						Цифра 49 указывает на то, что при испытаниях чистого металла шва (A) или сварного соединения (S) временное сопротивление составило более 490 Н/мм ²
						Комбинация флюс+проволока для дуговой сварки
						Испытания проведены согласно раздела В
						Стандарт, по которому выполнена классификация

Обозначения флюса АН-60 по стандарту ISO 14174:2004 Welding flux ISO 14174-S F MS 1 AC H10

Welding flux ISO 14171 – S F MS 1 AC H10

ISO 14171	S	F	MS	1	AC	H10
						Флюс обеспечивает содержание диффузионного водорода в 100 г наплавленного металла не более 10 см ³
						Флюс пригоден для сварки на переменном и постоянном токе
						Флюс предназначен для сварки углеродистых нелегированных и низколегированных сталей
						Флюс марганцево-силикатного типа
						Плавный флюс
						Флюс для сварки
						Стандарт, по которому выполнена классификация



назначенных для сварки нелегированных и низколегированных сталей, и поэтому обозначения флюсов других классов приведены только по стандарту ISO 14174:2004 (см. табл. 2, флюсы марок АН-20С, АН-20П, АН-26С, АН-26П, АН-8).

Количество обозначений комбинаций флюс+проволока по стандарту ISO 14171:2002 зависит от количества сварочных проволок и марок сталей, с которыми испытан флюс, и может достигать полутора десятков и более.

Значение кодов. Стандарты ISO 14171:2002 и ISO 14174:2004 содержат детальное описание кодов, которые входят в обозначение флюсов или комбинаций последних с проволоками. На примере флюса АН-60 (с. 57) приведена расшифровка кодов.

Для отечественных производителей флюсов следует ввести указанные обозначения флюсов и их комбинаций со сварочными проволоками в сертификаты качества и этикетки на упаковке, а также в техническую документацию и рекламную продукцию. Примерная форма обозначений в рекламных проспектах и информационных материалах представлена в табл. 4.

Следует отметить, что Техническая комиссия ISO/TC44/SC3 готовит новые редакции стандартов ISO 14171:2002 и ISO 14171:2004 с учетом замечаний потребителей, разработчиков и производителей сварочных флюсов. Обновленные стандарты дадут четкие формулировки металлургической характеристике, токовой нагрузке, способам их определения и применения в обозначениях флюсов. Издание этих стандартов планируется в ближайшие годы.

1. *ГОСТ 9087-81Е.* Флюсы сварочные плавные. Технические условия. — Введ. 01.01.82.
2. *ТУ У 05416923.049-99.* Флюси зварювальні плавні марок АН-47, АН-348-А, АН-348В, АНЦ-1А, АН-60, ОСЦ-45 та їх модифікації Д, М, П. — Чинний з 04.04.2000.
3. *ГОСТ Р 5222.* Флюсы сварочные плавные для автоматической сварки. Технические условия. — Approved 01.01.2005.
4. *ANSI/AWS A5.17-89.* Specification for carbon steel electrodes and fluxes for submerged arc welding. — Approved 17.03.89.
5. *ANSI/AWS A5.23-90.* Specification for low alloy steel electrodes and fluxes for submerged arc welding. — Approved 01.01.99.
6. *Handbuch Schweißzusatzwerkstoffe / OERLIKON.* — 1993. — 488 s.

The paper deals with the features of application of International Standards ISO 14171:2002 and ISO 14174:2004 for welding flux classification. Code designations of local fluxes in keeping with the above standards are given, as well as identification of codes included into the designations, and recommendations on application of code designations of welding fluxes.

Поступила в редакцию 14.12.2009

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

Украина, Крым, поселок Качивели, 25-28 мая 2010 г.



Организаторы

Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ
Международная ассоциация «Сварка»
Местный благотворительный фонд «Содружество
сварщиков»

Оргкомитет

Украина, 03680, г. Киев, ул. Боженко 11
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ
Тел./факс: (38044) 529-26-23, 271-26-33
E-mail: d34@paton.kiev.ua, journal@paton.kiev.ua



ВЛИЯНИЕ РАБОЧЕЙ ЧАСТОТЫ НА РАЗМЕРЫ ТРАНСФОРМАТОРОВ ДЛЯ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ НА ПЕРЕМЕННОМ ТОКЕ

Ю. Н. ЛАНКИН, д-р техн наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена контактная сварочная машина, питаемая от электрической сети повышенной частоты. Исследовано как повышение рабочей частоты по сравнению с промышленной влияет на объем сердечника трансформатора машины. Показано, что повышение частоты не приводит к снижению габаритов и массы трансформатора и питание контактных машин переменного тока средней и большой мощности от инверторов повышенной частоты нецелесообразно.

Ключевые слова: контактная сварка, инвертор, сварочная машина, трансформатор, вторичный контур, объем магнитопровода

Как известно, эффективным путем уменьшения размеров и массы трансформаторов является повышение рабочей частоты [1]. Уменьшение массогабаритных показателей особенно целесообразно для встроенных трансформаторов сварочных клещей. В качестве основного источника питания раньше использовали утроители частоты, мотор-генераторы или индукторные генераторы [2], а в настоящее время — тиристорные или транзисторные инверторы [3]. К сожалению, с увеличением частоты возрастает индуктивное сопротивление вторичного контура машины. Для того чтобы при этом сварочный ток не уменьшился, приходится повышать вторичное напряжение трансформатора и, следовательно, его мощность. Таким образом, повышение частоты питания неоднозначно влияет на габаритный объем трансформаторов для контактной сварки на переменном токе. Поэтому представляет интерес исследовать, как рабочая частота влияет на габаритный объем и связанную с ней массу трансформатора для контактной сварки на переменном токе.

Для трансформаторов с минимальными массогабаритными показателями имеют место следующие соотношения [1]:

$$V_{\text{тр}} \approx 3V_{\text{м}}, \quad 0,13V_{\text{м}}^{4/3} = S_{\text{м}}S_{\text{ок}}, \quad S_{\text{ок}} = (2,5 - 1,3)S_{\text{м}},$$

где $V_{\text{тр}}$ — объем трансформатора; $V_{\text{м}}$ — объем магнитопровода; $S_{\text{м}}$, $S_{\text{ок}}$ — соответственно сечение магнитопровода и площадь его окна. Откуда

$$V_{\text{м}} = (9,2 - 5,5) \sqrt[3]{S_{\text{м}}},$$

т. е. объем трансформатора напрямую связан с сечением магнитопровода. Уменьшение активно-

го сечения материала магнитопровода $S_{\text{м}}$ с увеличением частоты следует из известной формулы

$$S_{\text{м}} = \frac{E_1}{4,44f w_1 B}, \quad (1)$$

где E_1 — ЭДС самоиндукции первичной обмотки; w_1 — количество витков первичной обмотки; B — индукция. К сожалению, с увеличением частоты возрастает мощность потерь в магнитопроводе и дополнительных потерь в меди обмоток, что приводит к дополнительному повышению температуры трансформатора. Для диапазона частот до единиц килогерц дополнительными потерями в меди за счет скин-эффекта можно пренебречь. Зависимость удельных потерь в магнитопроводе от частоты имеет вид [1]

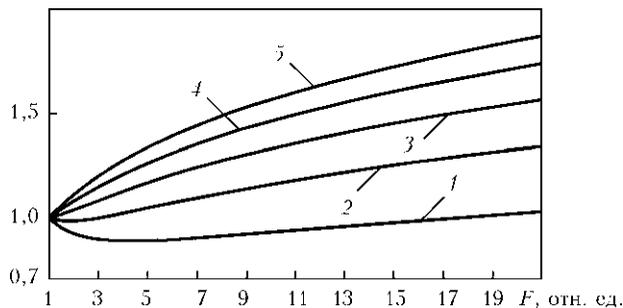
$$p = Af^{\alpha} B^2, \quad (2)$$

где A — потери в единице объема при $f = 1$ Гц, $B = 10^4$ Тл, $\alpha = 1,5 \dots 2$.

Чтобы мощность потерь в магнитопроводе и соответственно перегрев трансформатора остались на прежнем уровне необходимо одновременно с увеличением частоты снижать индукцию, как следует из формулы (2). Однако уменьшение индукции согласно зависимости (1) приводит к увеличению $S_{\text{м}}$. Таким образом, сечение магнитопровода трансформатора, а следовательно, и его объем с повышением частоты уменьшаются заметно медленнее, чем обратно пропорционально частоте. Кроме того, с уменьшением размеров трансформатора уменьшается поверхность охлаждения и индукцию приходится еще больше снижать.

В работе [1] с помощью теории подобия для объема магнитопровода трансформатора $V_{\text{м}}$ получено следующее выражение:

$$V_{\text{м}}(f) = 1,5 \sqrt[3]{\frac{Ak_{\text{доб}}}{k_{\text{м}}}} \frac{P}{\sqrt[3]{f\Delta T}}, \quad (3)$$

 V , отн. ед.

Зависимость безразмерного объема магнитопровода трансформатора от безразмерной частоты при различных коэффициентах мощности машины на промышленной частоте: 1 — $\cos \varphi = 0,9$; 2 — $0,8$; 3 — $0,7$; 4 — $0,6$; 5 — $0,5$

где P — мощность; $k_{\text{доб}}$ — коэффициент добавочных потерь в меди; $k_{\text{м}}$ — коэффициент заполнения окна магнитопровода медью; ΔT — перегрев трансформатора. Выражение (3) получено для активной нагрузки и без учета влияния индуктивности рассеяния обмоток трансформатора. Особенностью машин для контактной сварки на переменном токе является индуктивно-активный характер нагрузки трансформатора

$$Z_2(f) = \sqrt{(R_k + r_d)^2 + (2\pi f L_k)^2}, \quad (4)$$

где R_k — активное сопротивление вторичного контура машины; r_d — сопротивление свариваемой детали; L_k — индуктивность вторичного контура машины. В этом случае выражение (3) примет вид

$$V_M(f) = 1,5 \sqrt{\frac{A k_{\text{доб}}}{k_{\text{м}}} \frac{Z_2(f) I_2^2}{\sqrt{f} \Delta T}}, \quad (5)$$

где I_2 — вторичный ток контактной машины.

Для исследования влияния частоты на объем магнитопровода удобно перейти к безразмерным параметрам трансформатора, приняв за базовые параметры трансформатора на промышленной частоте 50 Гц: $V = V_M(f)/V_M(50)$ — относительный объем трансформатора, $F = f/50$ — относительная частота.

Условимся, что при изменении частоты R_k , r_d , L_k , $k_{\text{доб}}$, $k_{\text{м}}$, A , I_2 и ΔT остаются неизменными. Учитывая, что

$$\frac{2\pi 50 L_k}{R_k + r_d} = \text{tg}(\varphi), \quad (6)$$

$$\frac{2\pi f L_k}{R_k + r_d} = \text{tg}(\varphi) F, \quad (7)$$

где φ — угол сдвига между током и напряжением во вторичной цепи при рабочей частоте, равной 50 Гц, из уравнений (4)–(7), опустив промежуточные преобразования, получим зависимость относительного объема магнитопровода трансфор-

матора от рабочей частоты и $\cos \varphi$ (коэффициент мощности) машины:

$$V = \frac{\sqrt{\cos^2(\varphi)(1-F) + F}}{\sqrt[3]{F}}. \quad (8)$$

Подсчитанные по формуле (8) зависимости V от F и $\cos \varphi$ приведены на рисунке. Как следует из рисунка, для машин с $\cos \varphi = 0,9$ вторичного контура на промышленной частоте имеет место снижение объема магнитопровода максимум на 11 % с повышением рабочей частоты. При $\cos \varphi \geq 0,8$ объем магнитопровода только возрастает с ростом рабочей частоты. Обычно $\cos \varphi$ контактных машин промышленной частоты 50 Гц находится в пределах $0,4 \dots 0,7$, а максимально возможный диапазон $0,2 \dots 0,8$ [4]. Поэтому повышение рабочей частоты машин для контактной сварки на переменном токе в целях снижения габаритов трансформатора нецелесообразно, так как для реальных вторичных контуров машин габариты трансформатора не снижаются, а наоборот, возрастают. Приведенные выше выкладки выполнены с использованием ряда упрощающих допущений. Однако их влияние имеет второй порядок малости и серьезно не сказывается на полученных закономерностях.

Реальное снижение размеров и массы трансформатора можно достичь при использовании повышенной частоты в контактных машинах с выпрямителем во вторичном контуре.

Увеличение рабочей частоты однозначно улучшает регулировочные характеристики машин для контактной сварки за счет увеличения динамических характеристик системы управления. Это заметно сказывается при времени импульсов сварочного тока менее $5 \dots 10$ периодов сети 50 Гц. Поэтому для микросварки, требующей время протекания сварочного тока менее $10 \dots 30$ мс, машины переменного тока промышленной частоты не используются. В этом случае наиболее целесообразно применять машины повышенной частоты с и без выпрямителей во вторичном контуре, которые имеют несравненно лучшие регулировочные характеристики, чем наиболее распространенные в настоящее время конденсаторные машины.

Выводы

1. Увеличение рабочей частоты (применение инверторов) не дает уменьшения габаритов и массы трансформатора машин для контактной сварки на переменном токе.

2. Увеличение рабочей частоты может в некоторых случаях уменьшить габариты и массу машины для контактной сварки с выпрямителем во вторичном контуре, при этом улучшает динами-



ческие характеристики системы управления тока сварки, что особенно целесообразно для микросварки.

1. *Расчет электромагнитных элементов источников вторичного электропитания* / А. Н. Горский, Ю. С. Русин, Н. Р. Иванов и др. — М.: Радио и связь, 1988. — 176 с.

2. *Рыськова З. А., Федотов П. Д., Жимерева В. И.* Трансформаторы для электрической контактной сварки. — Л.: Энергоатомиздат, 1990. — 424 с.
 3. *Пат. 2047444 РФ, МПК7 В23К111/24.* Установка для контактной сварки / Б. А. Будилов, В. В. Глазов, А. И. Комарчев и др. — Заявл. 07.02.1994; опубл. 10.11.1995.
 4. *Глебов Л. В., Пескарев Н. А., Файгенбаум Д. С.* Расчет и конструирование машин для контактной сварки. — Л.: Энергоатомиздат, 1981. — 424 с.

A particular welding machine powered from the increased frequency electric mains was considered. It was investigated how increase in the operating frequency, compared to the commercial frequency, affected capacity of the machine transformer core. It is shown that increase in the frequency does not lead to decrease in dimensions and weight of the transformer, and that powering of medium- and high-capacity AC resistance machines from increased-frequency inverters is inexpedient.

Поступила в редакцию 24.11.2009



ПО СТРАНИЦАМ ЖУРНАЛА
«WELDING JOURNAL»
 (май, июнь 2009)

СВАРКА — ОСНОВА АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ
S. McCracken et al. (май)

В 2016–2017 гг. в США планируется ввести в строй более 30 новых атомных реакторов. Основной причиной повышенного интереса к атомной энергетике является наличие обнадёживающих данных о безопасности и безотказности работы существующего парка атомных электростанций (АЭС), насчитывающего 104 единицы.

Анализ эксплуатации АЭС показывает, что гарантией безопасности и безотказности их работы является качество сварных швов ответственных систем, конструкций и узлов. В большинстве случаев отказы, вызванные разрушениями материалов, происходят по сварному шву или вблизи него. В связи с этим одним из основных условий достижения срока эксплуатации АЭС порядка 60 лет и более, а также минимизации вероятности возникновения отказов и необходимости выполнения дорогостоящих ремонтно-восстановительных работ является разработка более совершенных способов сварки и технологических инструкций по сварке и монтажу сварных конструкций.

Институт исследований в области электроэнергетики (Electric Power Research Institute — EPRI) в качестве независимой и некоммерческой организации совместно с изготовителями сварочного оборудования, инструмента и сварочных приспособлений занимается разработкой руко-

водящих материалов и нормативов по передовым методам организации сварочных работ при строительстве новых АЭС.

Ключевыми моментами разрабатываемых EPRI проектов является оценка различных процессов сварки и технологии изготовления сварных конструкций, использованных при строительстве и эксплуатации АЭС, и разработка типовых процессов, учитывающих основные факторы, которые влияют на предрасположенность наиболее уязвимых сварных швов к деградации свойств соединяемых металлов.

В задачи EPRI входит разработка руководящих материалов по сооружению новых, более совершенных конструкций атомных реакторов, а также технологических инструкций по вопросам сварки всех основных узлов каждой АЭС отдельно. Без существенных изменений в основном останутся условия эксплуатации новых реакторов и набор материалов, но, вероятно, более или менее существенным изменениям подвергнутся процессы подготовки материалов под сварку и сами процессы сварки с целью повышения надежности и увеличения срока службы систем водной защиты реактора. В частности, будут использоваться несколько недавно разработанных методов снижения остаточных напряжений, возникающих в сварных соединениях.



СВАРКА СТАЛЬНЫХ ТРУБ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

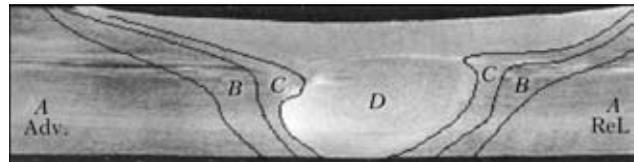
J. Defalco and R. Steel (май)

Отличительной особенностью процесса сварки трением с перемешиванием (Friction Stir Welding), запатентованного в 1991 г. Британским институтом сварки, является нагрев и перемешивание соединяемых металлов вращающимся инструментом с последующим его перемещением вдоль линии контакта. Рабочая часть инструмента выполнена в виде конического пуансона с фланцем большего диаметра, который удерживает инструмент на поверхности сварного шва и обеспечивает как фрикционный нагрев, так и давление проковки. Сварка происходит без расхода сварочных материалов, при отсутствии плавления соединяемых материалов в результате совместного воздействия нагрева и усилия проковки.

Вначале область использования этого процесса сварки из-за низкой термостойкости материала инструмента была ограничена материалами с низкой температурой плавления (алюминий, латунь, медь). Однако в настоящее время разработаны технологии изготовления новых материалов на основе поликристаллического кубического нитрида бора, вольфрамниевых сплавов и керамики, которые позволяют производить сварку высокопрочных легированных сталей и других металлов с высокой температурой плавления.

Разработано и портативное оборудование для сварки трением с перемешиванием стыков труб в полевых условиях. Это новшество с системой водяного охлаждения инструмента, телеметрической системой его пространственного расположения, механизмом орбитального перемещения сварочной головки и выдвигной опорной штангой, размещаемой внутри трубы и системой сжатия торцов труб позволяет сваривать в автоматическом режиме неповоротные стыки труб диаметром 305 мм с толщиной стенки 13 мм. В настоящее время разрабатывается процесс сварки трением с перемешиванием высокопрочных сталей толщиной до 25 мм, что является достаточно сложной задачей и для ее решения традиционными способами сварки. Как известно, самой капиталоемкой статьёй затрат в общей стоимости сооружения трубопровода является сварка труб в полевых условиях. В связи с этим замена существующих механизированных или автоматизированных процессов дуговой сварки в защитной атмосфере способом сварки трением с перемешиванием позволит получить существенную экономию и затрат, и времени.

По сравнению с традиционными процессами сварки плавлением сварка трением с перемешиванием характеризуется снижением расхода энергии; намного меньшими значениями сварочных деформаций и коробления изделий; от-



сутствием дефектов типа трещин, пор, окисления металла шва и пр.; более высокой производительностью процесса соединения; возможностью соединения разнородных материалов и композитов; позволяет полностью автоматизировать процесс сварки и, следовательно, обеспечивать ее высокое качество независимо от квалификации оператора.

На приведенных иллюстрациях представлен наконечник с центральным пуансоном диаметром 6 мм, а также микрошлиф соединения, полученного способом сварки трением с перемешиванием, где зона *A* — основной металл; *B* — зона термического влияния; *C* — зона термомеханического воздействия; *D* — зона перемешивания.

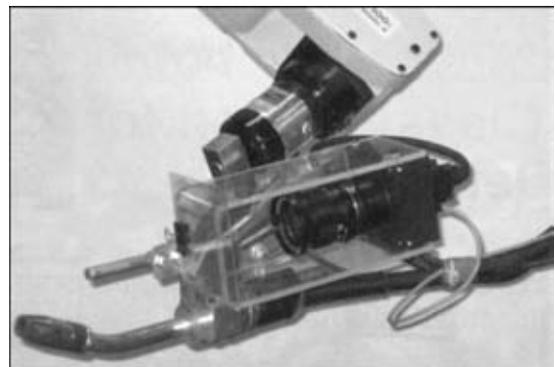
При сварке листовых изделий конечной длины в конце линии сварного шва обычно размещают дополнительную пластину металла, в которую выводят отверстие кратера, остающееся после удаления инструмента из обрабатываемого металла. Таким же образом эта проблема решается и при сварке неповоротных стыков труб путем удаления этих пластин после завершения процесса сварки. Для сварки труб большого диаметра с целью увеличения производительности процесса предполагается разработка планетарного механизма с несколькими сварочными головками.

АВТОМАТИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ УЗЛОВ ДЛЯ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

J. Noruk, J. Boillot (май)

Начинает оживать после почти 30-летнего зстоя атомная промышленность США. Новое поколение АЭС должно быть создано на основе последних достижений технологии сварки и автоматизированного оборудования с микропроцессорным управлением.

В настоящее время изготовление строительных конструкций типа резервуаров высокого давления, трубопроводов, трубных досок, насосов, трубопроводной арматуры и других изделий требует совершенно иного подхода, чем в прошлом. Это особенно важно в области сварочного производства. Тридцать лет назад более 95% сварочных работ выполнялось вручную или с частичной механизацией процесса под контролем достаточно квалифицированного оператора. В настоящее время оцифрование всевозможных датчиков, узлов





перемещения, сварочного оборудования, «цифровых видеокамер» и других модулей, имеющих в продаже, позволяет достичь самого высокого уровня микропроцессорной корректировки режима и параметров сварочной системы.

Краткая иллюстрация уровня автоматизации, используемого в настоящее время при дуговых сварочных процессах представлена на рисунке, где показаны примеры мобильной автоматизации, представляющие шарнирные и линейно перемещаемые сварочные роботы, а также машины особого назначения с линейно перемещаемой траверсой для перемещения сварочной головки с поперечными колебаниями сварочного инструмента или с планетарным механизмом привода сварочной головки.

В различных отраслях промышленности уже используют оборудование с микропроцессорными блоками, которое функционирует по заранее составленной программе, или в котором циклограмма процесса и отдельные параметры процесса сварки задаются вручную перед выполнением конкретной задачи. Такого рода оборудование может быть приспособлено и для процессов сварки на объектах атомной энергетики. Одним из условий дальнейшего роста производительности сварочных процессов с сохранением высокого качества сварных соединений является непрерывное повышение уровня автоматизации сварочных процессов.

До настоящего времени существовал разрыв между разработкой технологии сварки в лабораторных условиях при заданных условиях и технологией сварки на строительной площадке, где постоянно изменяются начальные условия

(отклонения от нормы свойств или параметров свариваемых металлов, сварочного зазора, человеческий фактор и других отклонений). Преодолеть этот разрыв можно только путем разработки сварочных систем с требуемым уровнем «самообучающегося интеллекта», обеспечивающего автоматическую подстройку параметров под изменяющиеся условия.

Автоматизация при изготовлении узлов АЭС обычно не достигала строительных площадок и ограничивалась цехами завода, где большинство «автоматических» устройств представляло собой обычные сварочные тракторы, не приспособленные для оснащения их блоками программирования, различными датчиками, что резко ограничивало их полезность и приводило к росту себестоимости сварочных работ.

При сварке толстостенных труб или сосудов под давлением, выполняемой в узкий зазор способом дуговой сварки под флюсом, возникает необходимость подачи присадочной проволоки в корень сварного шва с достаточно высокой точностью. Эта задача решается с помощью системы автоматической коррекции в реальном времени положения сварочной головки на основе информации об отклонениях присадочной проволоки по вертикали от корня шва, непрерывно регистрируемых лазерным лучом.

Таким образом, в дополнение к системам лазерного слежения концепция разработки оборудования нового поколения состоит в комплектации сварочного оборудования достаточным количеством разнообразных датчиков, обеспечивающих превосходство интеллекта сварочной системы перед интеллектом самого квалифицированного сварщика.

НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОВЫШАЕТ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТЬ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ТРУБ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

N. Peterson (май)

Одной из основных проблем производства сварных труб для строительных конструкций является неравномерность поступления заказов, что вызывает необходимость в периодическом найме на работу и обучении дополнительно сварщиков различной квалификации и с различным стилем сварки.

Переход на процесс сварки корневого шва процессом с короткими замыканиями (short circuit process) и на процесс заполнения разделки шва и формирования усиления шва методом мелкокапельного переноса металла (spray transfer process) позволяет удвоить выпуск продукции при сокращении в два раза штата сварщиков, времени на их обучение и на устранение дефектов сварки, снижает затраты на приобретение электродных материалов, защитного газа и других расходных материалов.

Благодаря компьютеризированной установке для отрезки труб необходима работа лишь одного оператора в течение нескольких часов вместо трех рабочих, ранее занятых на этой операции в течение восьми часов. Для обеспечения высокого качества сварных швов была использована более тщательная подготовка свариваемых деталей к процессу сварки, включающая дробеструйную обработку и более точное выполнение геометрии разделки сварного шва.

Однако самым радикальным новшеством, использованным фирмой «Bel Aige» (одной из лучших в штате Аризона), оказалась замена существующего оборудования для выполнения ручной и полуавтоматической сварки в защитном газе оборудованием, оснащенным системой управляемого плавления присадочного металла (Regulated metal deposition (RMD)), системой оптимизации процесса сварки корневого шва и системой ProPulse™, предназначенной для оптимизации процесса заполнения сварочного зазора и усиления сварного шва.

Система RMD обеспечивает спокойное плавление металла, что позволяет сварщику исключить варианты неполного



проплавления по всей толщине свариваемого металла. Система ProPulse™ обеспечивает поддержание оптимального значения сварочного тока и напряжения в зависимости от типа и диаметра присадочной проволоки, скорости подачи проволоки и состава газовой защиты.

Внедрение этих систем оптимизации параметров процесса сварки позволяет обучить за 3...4 ч даже сварщика низкой квалификации уверенно достигать высокого качества сварки.

**ВЛИЯНИЕ НАНОЧАСТИЦ МРАМОРА НА СВОЙСТВА НАПЛАВОЧНОГО ЭЛЕКТРОДА D600R***B. Chen et al. (май)*

Несмотря на сообщения об использовании наноматериалов в покрытиях электродов, этот вопрос, к сожалению, до сих пор не систематизирован.

С целью предполагаемого улучшения параметров процесса наплавки вместо микропорошка мрамора, обычно используемого в материалах покрытия электродов D600R для дуговой наплавки износостойких покрытий или наплавки в атмосфере защитных газов, в данной работе использовали смеси в различном соотношении мрамора в виде микропорошка и мрамора в виде нанопорошка.

Идея данного исследования основана на предположении о том, что наночастицы мрамора могут существенно повысить не только интенсивность химических реакций в среде жидкого флюса, но и эффективность свойств защитных покрытий электрода. В эксперименте использовали электроды из стали H08A с добавками: C < 0,1%; Mn 0,3...0,55%; Si < 0,03%; Cr < 0,2%; Ni < 0,3%; S и P < 0,03%.

Состав покрытия электродов D600R включал, мас. %: 31 мрамора; 36 флюорита; 3 ферромарганца углеродистого; 14 феррохрома углеродистого; 2 ферромolibдена; 1,5 железокремниевых редкоземельных добавок; 10 ферротитана; 1,5 углекислого натрия; 0,5 графита и 1 оксидов редкоземельных металлов.

Для измерения тока сварочной дуги, напряжения и параметров короткого замыкания дуги на различных режимах процесса наплавки использовали стандартный анализатор электрических параметров.

Результаты проведенных исследований твердости и износостойкости наплавленного металла показывают, что более мелкая фракция мрамора, используемая в составе покрытия электрода, снижает напряжение короткого замыкания, значение тока короткого замыкания и сокращает интервалы времени короткого замыкания.

Установлено также снижение температуры плавления и сужение интервала плавления материала покрытия при увеличении процента содержания в нем наночастиц мрамора, однако кривая снижения температуры плавления имеет экстремум при 1063 °C.

Кроме того, установлено снижение содержания диффузионного водорода в наплавленном металле с возрастанием содержания доли наночастиц мрамора в покрытии электрода.

Существенное повышение стабильности дуги повышает сварочные характеристики электрода. Наличие наночастиц мрамора в материале покрытия электрода в пределах 20...25 % повышает эффективность наплавки, твердость и износостойкость покрытия.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА СВАРИВАЕМОСТЬ АЛЮМИНИЯ 7180*M. G. Mousavi et al. (май)*

Переходные металлы (скандий, марганец, железо, кобальт и никель), присутствующие в алюминии и его сплавах (например, в сплаве 7180) в виде примесей, даже в микродозах обычно образуют эвтектики, которые затвердевают при очень высокой температуре (1400 °C для сплава алюминий — кобальт, 1165 °C для сплава алюминий — железо). Образование эвтектик на ранней стадии затвердевания вблизи вершин дендритов имеет как положительное, так и отрицательное влияние. Наличие высокотемпературных эвтектических включений вероятнее всего затрудняет поступление расплава металла в пространство между дендритами, способствуя, таким образом, формированию пор и зародышей микротрещин.

В дополнение к данному отрицательному влиянию на свариваемость алюминия и его сплавов наличие примесей этих металлов приводит к увеличению размеров зерен, что связано с выделением скрытой теплоты плавления вблизи вершин дендритов. Однако при увеличении количества примесей в противовес этим отрицательным факторам происходит измельчение зерна из-за всеобщего переохлаждения или наличия потенциальных зародышей кристаллов.

Характер воздействия этих различных факторов на свариваемость сплава 7180 зависит от конкретного элемента. Скандий известен как эффективный модификатор (измельчитель) зерна из-за его выделения в виде эвтектических формирований, которые являются зародышами кристаллов. В этом отношении скандий уникален по сравнению со всеми другими переходными металлами.

Добавки железа или марганца также способствуют измельчению зерна, но только при увеличенной дозе легирования и при соответствующей степени переохлаждения. Однако для достижения такого же уровня измельчения металла сварного шва марганца требуется намного больше, что свидетельствует о достаточно низких параметрах его пере-

охлаждения. Добавки железа улучшают свариваемость алюминия, в то время как марганец не обладает этим свойством. Эти различия свойств могут указывать на способность соответствующих эвтектик блокировать подвод жидкой фазы к растущим дендритам, хотя марганец образует меньшее количество эвтектики при том же уровне легирования. Более правдоподобное объяснение может касаться и причин трещинообразования в зоне термического влияния, что проявляется только при легировании алюминия марганцем, с последующим переходом микротрещин в зоне термического влияния в макротрещины в зоне сварного шва.

Кобальт никаким образом не способствует измельчению зерна, хотя он реагирует на степень переохлаждения, как и железо. Добавка кобальта приводит к укрупнению зерен и соответствующему ухудшению свариваемости. Влияние добавок никеля в данной работе не рассматривалось, но, тем не менее, известно, что он наиболее чувствителен к степени переохлаждения и потому перспективен в качестве измельчителя зерна.

Влияние железа на свариваемость алюминия (и сплава 7180) имеет особенно важное значение в результате его естественного присутствия в алюминии в виде примеси. Подмеченная склонность к образованию кристаллизационных трещин наиболее ярко проявляется при содержании железа около 0,2 мас. %, что совпадает с уровнем этой примеси у наиболее широко применяемых сплавов. Контроль содержания железа в сплавах достаточно сложен, причем ограничению его на нижнем уровне препятствуют экономические факторы, а его повышенное содержание приводит к снижению ударной вязкости и потере коррозионной стойкости. Наиболее удачным вариантом исключения образования высокотемпературных эвтектик типа FeAl₆ может быть контроль содержания кремния из-за связанного с этим содержанием взаимодействия кремния с железом.



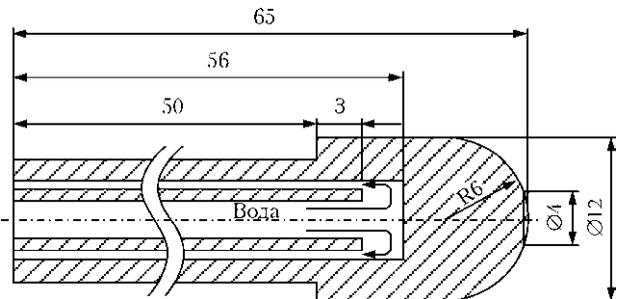
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОХЛАЖДЕНИЯ ЭЛЕКТРОДА ПРИ КОНТАКТНОЙ ТОЧЕЧНОЙ СВАРКЕ

Z. H. Rao et al. (май)

Под действием высокого значения теплового потока от металла сварочной точки в электрод происходит деформация металла электрода, что приводит к необходимости своевременного проведения операции зачистки рабочего торца или его замены. С целью увеличения срока службы наконечника электрода необходимо иметь более углубленное понимание сути термического воздействия на рабочий торец электрода и процесса его охлаждения.

В данной работе проведено математическое моделирование потока охлаждающей воды, ударяющегося в нижнюю часть рабочего торца электрода, моделирование процесса выделения джоулева тепла, а также процесса теплообмена между рабочим торцом электрода и потоком охлаждающей воды.

В результате проведенных исследований установлено, что принятое повсеместно конструктивное исполнение сменного электрода приводит к возникновению застойных зон в струе охлаждающей воды именно вблизи торцевой поверхности внутреннего канала, что может способствовать ухудшению теплоотвода в варианте пленочного кипения воды. На основе полученных данных разработана новая конструкция электрода с коническим выступом на торцевой поверхности внутреннего канала, предназначенным для улучшения теплоотвода. Результаты моделирования показывают, что предложенный конический выступ не только снижает вероятность появления застойных зон в потоке охлаждающей



воды вблизи наиболее теплонагруженной зоны электрода, но и увеличивает площадь охлаждаемой поверхности, что способствует существенному снижению температуры рабочего наконечника электрода. Наличие шероховатостей на поверхности конического выступа предложено для интенсификации процесса формирования пузырьков в потоке воды, что может улучшить теплопередачу между рабочим наконечником электрода и охлаждающей водой при использовании пузырькового кипения. Экспериментальная проверка результатов математического моделирования подтвердила возможность существенного повышения срока службы новой конструкции электрода с внутренним коническим выступом.

ОЦЕНКА ЗАГРЯЗНЕНИЙ МЕТАЛЛА ПО ВИДУ РАЗБРЫЗГИВАНИЯ

G. Schwab, J. Steele, T. Vincent (июнь)

В работе представлено описание системы фиксации брызг металла и метод определения уровня разбрызгивания металла в процессе сварки. Установлено, что частотность появления фактов разбрызгивания металла является индикатором наличия загрязнений металла, т. е. наличия масляных загрязнений или грунтовочных покрытий значительной толщины. Кроме того, оказалось, что количество брызг определенного диаметра изменяется в соответствии с видом загрязнения.

Целью данных исследований являлось проверка предположения о том, что о наличии загрязнений можно судить по появлению разбрызгивания. После доказательства этого тезиса появилась необходимость в разработке системы классификации загрязнений применительно к практическим нуждам. В данной работе обработку данных видеонаблюдения и выявление разбрызгивания проводили после проведения процесса сварки, но в принципе возможна существенная оптимизация этого процесса, направленная на работу системы в режиме online (в соответствии с темпом поступления информации). Например, возможна разработка алгоритма, предназначенного для идентификации и количественной оценки фактов разбрызгивания, передаваемой непосредственно на вход программируемого микропроцессора. В этом варианте возможно сокращение времени обработки сигналов по амплитуде, что позволяет вести мониторинг процесса в реальном времени.

литуде, что позволяет вести мониторинг процесса в реальном времени.

Более отдаленной целью проведения исследований в этом направлении является разработка качественного мониторинга процесса сварки в реальном времени для процессов автоматической сварки, которые будут в состоянии вовремя выявлять на основании информации визуального видеосопровождения о наличии загрязнений на поверхности свариваемого металла, сигнализировать о возникающих проблемах и при необходимости выключать процесс сварки, снижая вероятность появления брака или полностью исключать его появление, приводящее к значительным затратам на ремонт дефектных мест. Несмотря на то что в данной работе использована довольно дорогая (стоимостью порядка 3000 USD) и крупногабаритная видеосистема, неудобная для встраивания в сварочную головку или размещения вблизи зоны сварки, в перспективе предполагается проведение работ по миниатюризации видеокамеры. Исследования в этом направлении позволят перейти на основе видеонаблюдения и мониторинга сварочных процессов к полностью автоматизированным гибким производственным модулям, которые позволят повысить производительность и качество сварки.

СКЛОННОСТЬ К ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЮ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПОТЕРИ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛА СВАРНОГО ШВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

Часть 2. Металлографические исследования

N. E. Nissley, J. C. Lippold (июнь)

Ранее (часть 1) было показано, что зарождение трещин и потеря пластичности металла сварного шва на основе системы Ni-Cr-Fe вызвано процессами скольжения по границам зерен в температурном интервале 750...1150 °C.

Часть 2 данного исследования, посвященного вопросам склонности металла к трещинообразованию из-за потери пластичности (DDC — ductility-dip cracking) присадочного металла на основе Ni-Cr-Fe, представляет собой описание



экспериментов, нацеленных на более глубокое понимание механизма DDC. Величина предела прочности (STF — strain-to-fracture) и склонность к DDC существенно меняется даже при минимальных изменениях состава, что находит свое отражение в микроструктуре сварного шва. При проведении исследований влияния микроструктуры на склонность к DDC использовали оптическую металлографию, электронографию методом дифракционного отражения электронов (EBSD — electron backscatter diffraction), термодинамические расчеты, термическую обработку сварных образцов.

Проведенный сравнительный анализ склонности к DDC с результатами термодинамических расчетов позволил более точно представить процесс влияния выпадения карбидов на скольжение по границам зерен и механизм склонности сплава к DDC. Макроскопическое блокирование границ зерен встречается в сплавах, образующих в конечной фазе затвердевания интердендритные карбиды (MeC). Существенное снижение склонности к DDC обнаружено в сплавах с добавками молибдена и ниобия, что приводило к компактному распределению карбидов ажурного типа. Морфология карбидов и их распределение влияет на миграцию границ и приводит к появлению извилистых или скрученных границ зерен, которые механически стопорят процессы скольжения, способствующие образованию трещин. Блокировка границ зерен на микроскопическом уровне встречается в сплавах, образующих интергранулярные карбиды типа $Me_{23}C_6$. Расп-

ределение, морфология, предел прочности и кинетика выделения этих карбидов влияет на их способность ограничивать скольжение по границам зерен.

Термообработка, приводящая к переводу металла в псевдожидкое состояние с последующим выпадением новой фазы улучшает сопротивляемость металла к DDC. Это явление было приписано гомогенизации микроструктуры и выпадению фазы $M_{23}C_6$, в результате чего происходило торможение процесса скольжения по границам зерен.

В одном из образцов присадочного металла (52M) продолговатые интергранулярные карбиды типа $M_{23}C_6$ способствовали процессу активной рекристаллизации во время проведения испытаний на разрушение, что было приписано процессу формирования центров кристаллизации (PSN — particle stimulated nucleation), инициированному этими частицами. Основываясь на результатах этих исследований, становится ясно, что DDC в металле сварного шва на основе Ni-Cr-Fe происходит благодаря процессам скольжения по границам зерен в температурном интервале порядка 750...1150 °C. Выпадение карбидной фазы в конце процесса затвердевания расплава приводит к закреплению мигрирующих границ зерен, что формирует их в скрученном виде, тормозящем процессы скольжения. Более того, выпадение карбидов состава $M_{23}C_6$ в твердом состоянии обеспечивает дополнительное закрепление границ на микроуровне, что еще более повышает торможение процессов DDC.

Материал подготовлен
В. М. Кислицыным, канд. техн. наук

ВНИМАНИЮ СПЕЦИАЛИСТОВ!

16–17 июня 2010 г. в Киеве в ИЭС им. Е. О. Патона состоится украинско-немецкий семинар на тему «Плазменные и электронно-лучевые технологии для защитных покрытий».

Тема семинара соответствует такому приоритетному направлению, как «Новые материалы и производственные технологии», развиваемому федеральным министерством образования и науки Германии в рамках научно-технического сотрудничества с Украиной. Проект запланирован как пилотный и призван поддерживать интернационализацию малых и средних предприятий. Он должен содействовать практической реализации стратегии интернационализации.

Семинар предусматривает обмен информацией по указанной теме специалистов как предприятий, так и научных учреждений. Основной круг участников семинара будет включать ученых и специалистов, производителей и пользователей функциональных изделий с оптимизированными трибологическими свойствами, а также специалистов, работающих в таких секторах производства, как автомобиле-, машиностроение и пр. В рамках семинара будут представлены также стендовые доклады и предоставлена возможность для кооперационных переговоров.

**Контакты: тел./факс: +38 (044) 289 22 02. E-mail: Yu.kon@paton.kiev.ua.
Зам. директора ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, проф. Константин Андреевич Ющенко**

ЧЕТВЕРТАЯ ВЫСТАВКА «SCHWEISSEN & SCHNEIDEN INDIA»

Четвертая выставка «Schweissen & Schneiden India» прошла 10–12 февраля 2010 г. в Мумбаи и имела абсолютный успех. В выставке, площадь которой по сравнению с предыдущей увеличилась на 50%, принял участие 121 экспонент из десяти стран. 6420 участников (на 2400 больше, чем на прошлом мероприятии) подтвердили статус выставки «Schweissen & Schneiden India» как выставки номер один на территории Индии. Председатель и генеральный директор Эссенской выставки Франк Торвит отметил: «В Индии мы еще раз продемонстрировали, что с нашей сетью партнеров, мы обеспечиваем эффективную и длительную поддержку деятельности мирового маркетинга выставочной индустрии».

Впервые, «Schweissen & Schneiden India» состоялась в Бомбейском выставочном центре после того, как она уже дважды проводилась в Хайдерабаде и совсем недавно, в 2008 г., в Нью-Дели. По мнению Франка Торвита, очередное мероприятие в Мумбаи снова произвело позитивное влияние. Гигантский порт Аравийского моря с населением более 18 миллионов жителей, пятый по величине метрополитенский регион мира и экономический центр Индии. В Мумбаи сосредоточена одна треть производства Индии, там же сконцентрирована химическая, нефтехимическая и машиностроительная промышленность.

В опросах участники выставки и посетители высказали свое удовлетворение результатами мероприятия. Почти все смогли достичь своих целей от начала и поддержания бизнеса вплоть до завершения сделок. Очень большое количество посетителей бы-

ло на семинаре DVS по технологии термического распыления, нанесения покрытий на материалы, а также на симпозиуме Индийского сварочного общества (IWS) по сварочным технологиям.

Выставка «Schweissen & Schneiden India» получила компетентную экспертную поддержку от ее партнеров по сотрудничеству: DVS, IWS и Индийского министерства науки и технологий. Немецкий кооперативный стенд на ярмарке получил поддержку немецкого федерального министерства экономических дел.

Выставка «Vesse Duesseldorf India» организовала также ярмарки «Metallurgy India» и «Tube India», прошедшие в те же дни, что и «Schweissen & Schneiden India». Три события, где в общей сложности приняли участие 300 участников выставки, совместно образовали самую большую ярмарочную платформу для технологий сварки, резки и нанесения покрытий, а также производства труб, прокладки трубопроводов и металлургии в Индии.

Следующая ярмарка «Schweissen & Schneiden India» состоится в октябре 2012 г. и вновь в Бомбейском выставочном центре.

Пресс-релиз выставки



ОТРАСЛЕВОЕ СОВЕЩАНИЕ ГК «УКРТРАНСГАЗ» «ПОВЫШЕНИЕ НАДЕЖНОСТИ И ЭФФЕКТИВНОСТИ РАБОТЫ ЛИНЕЙНОЙ ЧАСТИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ ГАЗОТРАНСПОРТНОЙ СИСТЕМЫ

2–5 марта 2010 г. в Яремче, Ивано-Франковская обл., состоялось научно-техническое совещание ГК «Укртрансгаз» НАК «Нефтегаз Украины» на тему «Повышение надежности и эффективности работы линейной части магистральных газопроводов газотранспортной системы ГК «Укртрансгаз». В его работе участвовало руководство ГК «Укртрансгаз» — главный инженер М. В. Беккер, начальник департамента эксплуатации магистральных газопроводов И. В. Лохман, директор УМГ «Прикарпаттрансгаз» В. П.

Рудко и более 70 ведущих специалистов ГК «Укртрансгаз». Заслушано более 50 докладов. Присутствовали также гости из России, Молдавии и Беларуси. От НАН Украины — доктора техн. наук С. Г. Поляков и И. В. Орыняк.

Магистральные газопроводы как составные части нефтегазового комплекса Украины играют важную роль в ее экономике и интеграции в Европейское Сообщество. С каждым годом газотранспортная система Украины стареет, растут проблемы в об-

ласти надежности и эффективности ее эксплуатации. Специфические условия эксплуатации — циклические изменения давления, колебания температуры, действие на напряженный металл коррозионно-агрессивных сред — ускоряют процесс деградации трубопроводов, который приводит к формированию дефектов в теле трубы. Снижение сопротивления хрупкому разрушению в процессе продолжительной эксплуатации металла, в первую очередь, распространению трещины, делает образованные дефекты более опасными, учитывая возможное катастрофическое разрушение трубопровода.

На совещании рассматривались такие актуальные научно-технические проблемы, как стресс-коррозионное растрескивание магистральных газопроводов, повышение надежности труб большого диаметра, ремонт магистральных газопроводов под давлени-

ем, контроль технического состояния металла трубы, особенно диагностика коррозионных дефектов в процессе продолжительной эксплуатации, разработка методов обоснования работоспособности эксплуатируемого материала. Уделено внимание и вопросам старения магистральных газопроводов, использования разных методов повышения их надежности и долговечности, особенно противокоррозионной защиты, в частности, электрохимической защиты, нанесение высокоэффективных современных защитных покрытий. Они предназначены защищать металл не только от общей коррозии, но и от локальных коррозионных поражений типа язв и трещин коррозионно-механического разрушения.

С. Г. Поляков, д-р техн. наук

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!

В. Н. КОРЖУ — 75



В марте 2010 г. исполнилось 75 лет доктору технических наук, профессору кафедры инженерии поверхности НТУУ «Киевский политехнический институт» Виктору Николаевичу Коржу. В. Н. Корж закончил механический факультет КПИ по специальности «Машины и технология сварочного производства» в 1962 г. С 1962–

1964 гг. работал в Институте электросварки им. Е. О. Патона на должности инженера и старшего инженера. В 1965–1968 гг. — аспирант КПИ на кафедре сварочного производства.

С 1968 до 1991 гг. Виктор Николаевич работал ассистентом, старшим преподавателем, доцентом кафедры сварочного производства. В 1970 г. защитил кандидатскую диссертацию по специальности «Технология и машины сварочного производства». С 1975 по 1985 гг. выполнял обязанности заместителя декана сварочного факультета КПИ. За этот период он подготовил много инженеров-сварщиков, которые с большой теплотой вспоминают период учебы. Но педагогическая работа не мешала плодотворно заниматься и научной деятельностью, в 1991 г. он защитил докторскую диссертацию.

С 1993 по 2003 гг. В. Н. Корж — заведующий кафедрой восстановления деталей машин НТУУ «КПИ», которая ныне именуется кафедрой инженерии поверхности. Он активно принимает участие в разработке отраслевого стандарта высшего образования Украины по направлению «Сварка» для бакалавров и магистров. Руководит разработкой ряда ведущих курсов сварочных специальностей. С 2003 г. и по сегодня он профессор кафедры инженерии поверхности НТУУ «КПИ».

Основное направление научной деятельности В. Н. Коржа — газопламенная обработка материалов, теория и технология газотермического нанесения покрытий, тепловые и технологические основы сварки. В. Н. Корж имеет более 150 научных публикаций, в том числе две монографии, учебник и три учебных пособия, около 15 авторских свидетельств и патентов на изобретение.

В. Н. Корж — ликвидатор последствий аварии на ЧАЭС в 1986 г. 1-й категории, член спецсовета Д.26.002.15 при НТУУ «КПИ». В 2005 г. он получил почетное звание «Заслуженный преподаватель НТУУ «КПИ». В 2009 г. учебник «Инженерия поверхности» с грифом Минобразования и науки, подготовленный В. Н. Коржом, получил диплом второй степени, а ее автор звание лауреата премии НТУУ «КПИ».

Ю. Н. ВАХНИНУ — 80



В марте исполнилось 80 лет известному специалисту в области сварочного материаловедения, ветерану труда Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины Юрию Николаевичу Вахнину.

После окончания Киевского политехнического института в 1953 г. он был принят в ИЭС им. Е. О. Патона, где прошел трудовой путь от инженера до заместителя заведующего технологическим отделом. Им были выполнены научные исследования в области технологии механизированной сварки в среде защитных газов и автоматической сварки под флюсом теплоустойчивых трубопроводных и сложнолегированных корпусных сталей. Ю. Н. Вахнин внес большой вклад в производство сварных узлов изделий теплоэнергетического оборудования: сварных роторов мощных паровых турбин, корпусов турбоагрегатов и пароводяной арматуры высокого давления, паропроводов острого пара и др. Особо следует отметить важность выполненных Ю. Н. Вахниным исследований свариваемости высокопрочных конструкци-

онных экономнолегированных сталей, разработку технологий всех способов сварки этих сталей, а также создание перспективных сварочных материалов. При его непосредственном участии выполненные разработки были успешно внедрены в тяжелом, транспортном и энергетическом машиностроении, автомобилестроении, промышленном строительстве. К весомым работам Ю. Н. Вахнина относится создание сварочных материалов с низким содержанием вредных примесей для сварки узлов конструкций атомного энергомашиностроения. Он является автором разработки высокоэффективного способа рафинирования сварочных плавящихся флюсов, а также новых синтетических флюсов для сварки ответственных узлов корпусного оборудования атомных энергетических установок. Все его научные разработки отличаются глубиной поиска, высоким научно-техническим уровнем и оригинальностью.

Ю. Н. Вахнин имеет 35 печатных работ и 14 авторских свидетельств и патентов.

В 2003 г. Ю. Н. Вахнин вышел на научную пенсию. В настоящее время, будучи на пенсии, он активно участвует в работе отдела по разработке новых технологий ремонтной сварки в тепловой и атомной энергетике.

***Сердечно поздравляем юбиляров и от всей души
желаем крепкого здоровья, жизненной энергии,
дальнейших творческих свершений, благополучия.***

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

ПОДПИСКА — 2010 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
	480 грн.	960 грн.	2100 руб.	4200 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.

Контактные телефоны: (38044) 287-63-02, 271-26-23; факс: (38044) 528-34-84, 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 (190×190мм) — 700\$

Вторая страница обложки (200×290мм) — 550\$

Третья страница обложки (200×290мм) — 500\$

Четвертая страница обложки (200×290мм) — 600\$

Обложка внутренняя, полноцветная

Первая страница обложки (200×290мм) — 400\$

Вторая страница обложки (200×290мм) — 400\$

Третья страница обложки (200×290мм) — 400\$

Четвертая страница обложки (200×290мм) — 400\$

Внутренняя вставка

Полноцветная (разворот А3) (400×290мм) — 570\$

Полноцветная (200×290мм) — 340\$

Полноцветная (200×142мм) — 170\$

Реклама в разделе информации Полноцветная (165×245мм) — 300\$

Полноцветная (165×120мм) — 170\$

Полноцветная (82×120мм) — 80\$

• 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 200×290мм

• В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов

необходимо отступать от края модуля на 5мм с целью избежания

потери части информации

Все файлы в формате IBM PC

• Corell Draw, версия до 10.0

• Adobe Photoshop, версия до 7.0

• QuarkXPress, версия до 7.0

• Изображения в формате TIFF,

цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

• К файлам должна прилагаться

распечатка (макеты в формате

Word не принимаются)

Подписано к печати 18.03.2010. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 9,13. Усл.-отт. 9,97. Уч.-изд. л. 10,42 + 2 цв. вклейки. Цена договорная.

Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.



ОТЛИЧНАЯ СВАРКА

СЕМИНАР ПО СВАРОЧНОМУ ОБОРУДОВАНИЮ И СОВРЕМЕННЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ ФИРМЫ «FRONIUS»

18 февраля 2010 г. в Запорожье в Технологическом центре ООО «Триада Лтд Ко» для студентов, старшекурсников, принимавших участие во Всеукраинском конкурсе студенческих работ по направлению «Сварка», прошел семинар на тему «Сварочное оборудование и современные технологии фирмы «FRONIUS». В нем приняло участие свыше 50 человек. Конкурс на лучшую студенческую работу прошел 17 февраля в Запорожском национальном техническом университете на кафедре оборудования и технологии сварочного производства. В нем приняли участие лучшие студенты старших курсов университетов и их преподаватели со всей Украины.

ООО «Триада Лтд Ко», являясь официальным сертифицированным дилером «Fronius International» и ООО «Фрониус-Украина», регулярно проводит семинары в своем технологическом центре, в которых принимают участие ведущие специалисты многих предприятий и заводов Запорожской и соседних областей, а также студенты Запорожского национального технического университета и их преподаватели.

Программа семинара включала теоретическую часть, в которой инженеры ООО «Триада Лтд Ко», презентовали разработки фирмы «Fronius», а также практическую часть, во время которой техники-демонстраторы знакомили участников семинара с практическими навыками работы на оборудовании.

Семинар открыл директор ООО «Триада Лтд Ко» К. В. Красносельский, который кратко рассказал об основных направлениях деятельности ООО «Триада Лтд Ко», включающих комплексное обслуживание производства, начиная от разработки технологического процесса, правильного подбора сварочного оборудования, содействия внедрению новейших технологий сварки и заканчивая установкой оборудования на рабочих местах предприятия, пусконаладочными работами, запуском оборудования и обучением персонала работе на нем.

К. В. Красносельский отметил, что ООО «Триада Лтд Ко» успешно прошло сертификацию в австрийской компании «Fronius International» и ей первой в Украине присвоили сертификат «CFD» — официального сертифицированного дилера компании «Fronius International».

В планах на 2010–2011 гг. предусмотрено расширение деятельности ООО «Триада Лтд Ко» на территорию Херсонской области, открытие офиса в Херсоне, внедрение новейших технологий на предприятиях, укрепление отношений с иностранными партнерами, реализацию перспективных проектов.

Было отмечено, что даже в кризисное время ООО «Триада Лтд Ко» и ООО «Фрониус-Украина» не снизили активность деятельности своих технологических центров, основными задачами которых являются

помощь клиенту в выборе оптимального способа сварки и необходимого сварочного оборудования, согласовании сроков проведения пусконаладочных работ и обучение персонала работе на новом оборудовании.

К. В. Красносельский также поделился впечатлениями от посещения международной выставки «Сварка и резка», проходившей в Эссене (Германия) в сентябре 2009 г.

Затем инженер ООО «Триада Лтд Ко» Ю. Н. Сорока ознакомил присутствующих с оборудованием фирмы «Фрониус» для сварки покрытыми электродами и сварки неплавящимся вольфрамовым электродом в инертном газе с присадкой WIG DC (источники питания серии TP-1500–TP-5000). Он также рассказал об оборудовании для сварки неплавящимся электродом методом TIG сварки, об основных преимуществах и прос-



* Статья на правах рекламы.



тоте управления аппаратами серии Magic Wave и Trans Tig благодаря информативности панели управления данных источников и удобными функциями, например, управления всеми параметрами сварки непосредственно со сварочной горелки (горелки серии JOB Master). На экране были проиллюстрированы примеры использования данного типа оборудования на ряде заводов.

Теоретическую часть семинара продолжил инженер А. А. Чепец, доклад которого был посвящен сварочным системам для MIG/MAG сварки, отличающимся легкостью в управлении. Благодаря режиму «Синерджик» сварщику не нужно тратить время на подбор режимов сварки, а лишь установить диаметр используемой проволоки, материал проволоки, применяемый защитный газ, и аппарат выдает необходимые сварочные параметры, тем самым обеспечивая максимально отличные сварочные характеристики.

Особое место докладчик уделил современным сварочным технологиям, таким, как CMT «Cold Metal Transfer» (холодный перенос металла), MIG-пайка, сварка тонколистового металла, энергосберегающие технологии, оборудование для плазменной резки.

В практической части семинара, проводимой инженерами М. А. Кинебасом и А. А. Чепцом, показана практическая сварка источниками питания фирмы «Fronius», даны ответы на интересующие студентов вопросы, каждый из участников семинара мог убедиться в отличных сварочных характеристиках оборудования «Fronius» и легкости настроек параметров сварки.

Доклад инженера А. А. Чепца дополнил практической частью инженер-демонстратор ООО «Триада Лтд Ко» М. А. Кинебас, продемонстрировавший в работе сварочное оборудование серии VARIO SYNERGIC, TPS.

Большой интерес вызвала практическая демонстрация особенностей сварки конструкционных сталей и алюминиевых сплавов, информация об источниках питания для плазменной резки.

Практическую часть продолжил показ видеоматериал об автоматизации технологических процессов путем внедрения в производство передовых новейших технологий и оборудования.

Семинар закрыл директор ООО «Триада Лтд Ко» К. В. Красносельский, который поблагодарил всех его участников и кафедру оборудования и технологии сварочного производства Запорожского национального технического университета за активное участие в семинаре. В свою очередь, студенты и преподаватели выразили благодарность организаторам за интересную и насыщенную программу семинара, полученные ответы на интересующие вопросы, ознакомление с передовыми технологиями и современным сварочным оборудованием.

Инженер В. В. Ефименко



ООО «ТРИАДА Лтд Ко», г. Запорожье,
ул. 40 лет Советской Украины, 82
Тел./факс: (061) 220-00-79, 213-22-69
E-mail: weld@triada.zp.ua
www.triada-weld.ua



ГП «Опытный завод
сварочных материалов
ИЭС им. Е.О. Патона
НАН Украины»

**Производство материалов для
дуговой сварки, наплавки и резки:**

Электроды — АНО-4, АНО-4И, АНО-6, АНО-6У, АНО-12, АНО-21, АНО-21М, АНО-21У, АНО-27, АНО-36, АНО-37, МР-3, УОНИ 13/45, УОНИ 13/55, ВН-48, АНО-ТМ, АНО-ТМ/СХ, АНО-ТМ60, АНО-ТМ70, ТМА-1У, ТМА-3У, ЦУ-5, ТМУ-21У, ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, ЦЛ-11, ЭА-395/9, ЭА-400/10У, ЦЧ-4, Комсомолец-100, Т-590, АНР-2

Порошковые проволоки — ПП-АН1, ПП-АН3, ПП-АН7, ПП-АН19, ПП-АН19Н, ПП-АН24С, ПП-АН30, ПП-АН59, ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН67, ПП-АН68М, ПП-АН69, ПП-АН70М, ПП-АНВ2У, ПП-НnX25П4Н3Т, ППС-ЭК1, ППС-ЭК2, ППР-ЭК3, ППР-ЭК4

Флюсы плавные — по ГОСТ 9087-81, а также АН-М13, АН-25, АН-72

Флюсы керамические — АНК-40, АНК-47А, АНК-57, АНК-565

Возможно изготовление других марок материалов

04112, Украина	Тел.:	(044)	456-64-95
г. Киев-112			456-63-69
ул. О. Телиги, 2	Факс:	(044)	456-64-95
			456-63-08

С 1992 г. на рынке сварочного оборудования Украины



предприятие
«Триада-Сварка»
г. Запорожье

- > Разработка и поставка автоматизированных сварочных комплексов
- > Технологическое обеспечение и полная комплектация сварочных производств
- > Ремонт сварочного оборудования, в т. ч. сложного
- > Пуско-наладочные работы
- > Широкий выбор сварочного оборудования



тел. (061) 233 1058, (0612) 34 3623,
(061) 213 2269, 220 0079 e-mail: weld@triada.zp.ua
Сервисный центр: (061) 270 2939. www.triada-weld.com.ua

ЗАКРЫТОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО

СпецСплав

ПРОИЗВОДСТВО:

Флюсы сварочные

Проволоки порошковые для внепечной
обработки металлургических расплавов

Проволоки порошковые для сварки, наплавки,
напыления и металлизации

Электроды наплавочные, специального назначения,
для сварки чугуна и резки

Ферросплавы и легатуры

Хром металлический

Комплексные раскислители и модификаторы

ул. Курсантская, 1
г. Днепропетровск
49051, Украина

Тел. (380562) 35-50-25
Тел./факс (38056) 37-41-912
E-mail sp@spetsplav.dp.ua

НАВКО-ТЕХ

Automatic machines and robots for arc welding

**Автоматические установки и роботы
для дуговой сварки и наплавки**



УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ
ПРЯМОЛИНЕЙНЫХ ШВОВ

УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ
КОЛЬЦЕВЫХ ШВОВ

РОБОТОТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ
КОМПЛЕКСЫ ДЛЯ СВАРКИ

СВАРОЧНАЯ АППАРАТУРА



Украина, Киев
Тел.: +38 044 456-40-20
Факс: +38 044 456-83-53

<http://www.navko-teh.kiev.ua> E-mail: info@navko-teh.kiev.ua

SELMA ОАО «Электромашиностроительный завод «Фирма СЭЛМА»

Производство электросварочного оборудования

Номенклатура выпускаемого оборудования составляет более 100 наименований сварочной техники для всех видов электродуговой сварки.

- трансформаторы и выпрямители для ручной дуговой сварки
- полуавтоматы для сварки в среде защитных газов
- установки для аргодуговой сварки неплавящимся электродом
- установки воздушно-плазменной резки металла
- сварочные автоматы. Сварочные головки
- машины для контактной точечной сварки
- оборудование для механизации процесса сварки и резки
- оборудование для управления контактными сварочными машинами
- машины для автоматической плазменной резки портального типа
- машины для автоматической резки и разделки кромок под сварку труб
- дизельные сварочные агрегаты типа АДД
- машины для механической подготовки кромок под сварку

Вся продукция фирмы сертифицирована Госстандартами Украины и России. На предприятии внедрена и сертифицирована система обеспечения качества выпускаемой продукции ISO 9001-2001, TUV (Германия).

«Фирма СЭЛМА» проводит гарантийное и сервисное обслуживание оборудования, пусконаладочные работы, обучение и консультации по эксплуатации сварочного оборудования.



95000, г. Симферополь, Украина, ул. Генерала Васильева, 32А
Отдел маркетинга и сбыта: +38 (0652) 66-85-37, 58-30-55
Факс: +38 (0652) 58-30-53
E-mail: sales@selma.crimea.ua http://www.selma.ua

ОАО «ЗАПОРОЖСТЕКЛОФЛЮС»

69035, Украина г. Запорожье, ул. Диагональная, 2
Тел.: +380 (61) 289-03-53; факс: +380 (61) 289-03-50
E-mail: market@steklo.zp.ua

ОАО «Запорожский завод сварочных флюсов и стеклоизделий» на протяжении многих лет является одним из крупнейших в Европе производителей сварочных флюсов и силикатов натрия растворимого. На сегодня мы предлагаем более 20 марок сварочных флюсов.

На заводе разработана и внедрена Система управления качеством с получением сертификатов TUV NORD SERT на соответствие требованиям стандарта DIN EN ISO 9001-2000 и научно-технического центра «СЕПРОЗ» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины на соответствие требованиям ДСТУ ISO 9001-2001.

Благодаря тесному сотрудничеству с Институтом электросварки им. Е. О. Патона ОАО «Запорожстеклофлюс» освоил производство сварочных флюсов новым методом – двойным рафинированием сплава.

Сварочные флюсы для автоматической, полуавтоматической сварки и наплавки углеродистых и низколегированных сталей: АН-348-А, АН-348-АМ, АН-348-АД, АН-348-АП, АН-47, АН-47Д, АН-47П, АН-60, ОСЦ-45, АНЦ-1А, ОСЦ-45 мелкой фракции (ГОСТ 9087-81, ТУ У 05416923.049-99, ГОСТ Р 52222-2004).

Силикат натрия растворимый (модуль от 2,0 до 3,5). Широко применяется для изготовления жидкого стекла и сварочных электродов.

МЫ ВСЕГДА ГАРАНТИРУЕМ СТАБИЛЬНОСТЬ ПСТАВОК И САМЫЕ НИЗКИЕ ЦЕНЫ В СНГ
Наша цель — более полное удовлетворение Ваших потребностей в качественных и современных сварочных материалах.



ЗАВОД АВТОГЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ®

ДОНМЕТ®

Украина, г. Краматорск, тел./факс: (06264) 5-77-13
svarka@donmet.com.ua www.donmet.com.ua

Все для газовой резки и сварки. Электросварка.

100% гарантия от производителя

GYS **ТБ**

ДОНМЕТ®

ФИРМЕННАЯ ТОРГОВАЯ СЕТЬ

КИЕВ • ДОНЕЦК
Тел./факс (044) 404-38-72 Тел./факс (062) 381-88-93

ЗАПОРОЖЬЕ
Тел./факс (061) 224-11-56

ПУГАНСК • ОДЕССА
Тел./факс (0642) 71-51-65 Тел./факс (048) 785-19-65



Plasma Master Научно-производственная фирма

ПЛАЗМА-МАСТЕР ЛТД.

Лидер в Украине в области плазменно-порошковой наплавки

- Оборудование для плазменно-порошковой наплавки
- Плазмотроны для наплавки различных модификаций
- Технологические разработки в области плазменной наплавки
- Услуги по наплавке деталей машин

Ручная плазменно-порошковая наплавка - прекрасный инструмент в ремонте!

Украина, 03680, Киев ул. Кржижановского, 3
тел./факс: +38 044 537-31-44
office@plasma-master.com.ua
www.plasma-master.com.ua



ОАО "ЗОНТ"

ПРОИЗВОДСТВО:

МАШИН ФИГУРНОЙ ГАЗОКИСЛОРОДНОЙ РЕЗКИ "АСШ-70М";
 МАШИН ДЛЯ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ "МЕТЕОР";
 МАШИН ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ "КОМЕТА М";
 МАШИН ДЛЯ ГИДРОАБРАЗИВНОЙ РЕЗКИ "МАРИНА";
 МАШИН ПЛАЗМЕННОЙ И ГАЗОКИСЛОРОДНОЙ РЕЗКИ С
 ЧПУ ДЛЯ ФИГУРНОЙ РЕЗКИ ТРУБ;
 ПЕРЕНОСНЫХ ГАЗОРЕЖУЩИХ МАШИН "РАДУГА";
 НАСОСОВ, ТЕПЛООБМЕННИКОВ И ЗАПАСНЫХ ЧАСТЕЙ ДЛЯ
 КРИОГЕННОЙ ТЕХНИКИ.

ПОСТАВКА
 ИСТОЧНИКОВ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ.
 КАПИТАЛЬНЫЙ РЕМОНТ И
 МОДЕРНИЗАЦИЯ
 МАШИН ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ МЕТАЛЛА.





ОАО "ЗОНТ" (ТОРГОВАЯ МАРКА «АВТОГЕНМАШ»)
 65104, УКРАИНА, Г. ОДЕССА, ПР-Т. МАРШАЛА ЖУКОВА 103.

Т. +38 (048) 717-00-50, E-MAIL: OAOZONT@ZONT.COM.UA
 715-69-40, WWW.ZONT.COM.UA
 Ф. +38 (048) 715-69-50 WWW.AUTOGENMASH.COM

Днепрометиз
 Группа предприятий «Северсталь-метиз»

ОАО "Днепрометиз" - крупнейшее предприятие
 Украины в своей отрасли, входит в международную
 группу производителей "Северсталь-метиз"

e-mail: sale@dm.severstalmetiz.com

т/ф: (0562) 34-82-24, 35-83-69, 35-15-97
 Украина, 49081, г. Днепропетровск, пр. им. газеты „Правда“, 20

ПРОВОЛОКА:
 сварочная Св-08 (А), Св-08Г2С
 Вр-1 для армирования ЖБК
 общего назначения без покрытия
 термообработанная черная
 оцинкованная
 колючая

СЕТКИ:
 плетеные
 сварные
 рифленые

ЭЛЕКТРОДЫ:
 МР-3
 АНО-4
 АНО-6
 АНО-21
 УОНИ

ГВОЗДИ
 БОЛТЫ
 ГАЙКИ
 ШАЙБЫ

www.dneprometiz.com.ua



Каховский завод
 электросварочного оборудования

74800 Украина, г. Каховка. Тел./факс: +38 (05053) 2-99-82, 2-19-72
market@kzeso.com www.kzeso.com



СИЛА ПРОТИВОПОЛОЖНОСТЕЙ,,,



КЗЭСО

Специальные Научные Разработки **СНР**
 Научно-производственная фирма

**ДИАГНОСТИКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
 И ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА**

**Магнитный
 структуроскоп КРМ-Ц-К2М**

- остаточные напряжения
- конструкционные напряжения
- результаты термообработки
- усталостные изменения
- развитие опасных зон
- оценка ресурса
- предупреждение разрушений



- ✓ без зачистки
- ✓ через защитное покрытие **до 6 мм**
- ✓ без контактной жидкости

Украина, 61121, г. Харьков, ул. Светлая, 10/16; тел./факс +38 (057) 771-65-91, 738-32-06
 | www.krm-ndt.com | e-mail: mail@krm-ndt.com
 в Москве – ООО "Магнитометрическая диагностика", +7 (499) 502-93-91, mail@mdiag.ru

Разработка, производство, внедрение

СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Проволоки
порошковые для
сварки и наплавки,
проволоки сплошные,
электроды, флюс,
наплавочные установки



ООО «НПФ «Элна» является разработчиком и производителем порошковых проволок для сварки и наплавки, а также представителем компаний WELDING ALLOYS GROUP (Англия) и HYUNDAI WELDING Co. Ltd (Южная Корея) в Украине



ООО «НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ ФИРМА «Элна»
ул. Антоновича, 69, г. Киев, 03150, Украина
тел. (044) 200-80-25, 200-85-17, факс (044) 200-85-17
e-mail: mfo@elna.com.ua www.elna.com.ua



STEIN-MEGAFIL®

МЫ НЕ ИЗОБРЕЛИ КОЛЕСО,
НО МЫ ИЗОБРЕЛИ
ПРОВОЛОКУ.

STEIN-MEGAFIL® - для решения Ваших задач в области сварки. Эта полностью бесшовная порошковая проволока с уникальными сварочными свойствами создана для удовлетворения Ваших требований к сварке. Она отличается высокой конструктивной размерной стабильностью, не скручивается, не деформируется, благодаря чему идеально подходит для прецизионной сварки. Проволока влагостойка и, следовательно, не требует повторной сушки. Кроме того, она обладает прекрасной электропроводностью и обеспечивает стабильность горения дуги и формирования жидкой ванны.

DRAHTZUG STEIN
wire & welding

Tel: +49(0)6356 966-0 info@drahtzug.com
Fax: +49(0)6356 966-114 www.drahtzug.com

Официальный представитель в Украине
АРКСЭЛ
83017, г. Донецк, пер. Вятский, 2а

тел.: (062) 332-2650(52) info@arcsel.dn.ua
тел./факс: 382-9449, 332-2651 www.arcsel.dn.ua