Международный научно-технический и производственный журнал



№ 7 (675) Июль 2009

Издается с 1948 года

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:

(Россия)
(Китай)
(Германия)
(Германия)
(Россия)
(Россия)
(Россия)
(Украина)
(Польша)
(Россия)
(Китай)
(Германия)

н

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

<i>Б. Е. Папион</i> . 25 лет сварке в открытом космосе	4. 25 лет сварке в открытом космосе	
--	-------------------------------------	--

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Кучук-Яценко С. И., Зяхор И. В., Великоиваненко Е. А.,	
Розынка Г. Ф. Расчетная оценка термодеформационных	
условий формирования соединений жаропрочного сплава	
ЭИ698ВД при сварке трением	 . 8
Скульский В. Ю. Особенности кинетики замедленного	
разрушения сварных соединений закаливающихся сталей	 14
Маркашова Л. И., Григоренко Г. М., Позняков В. Д.,	
Бердникова Е. Н., Алексеенко Т. А. Влияние термических	
циклов сварки и внешнего нагружения на структурно-	
фазовые изменения и свойства соединений стали 17Х2М	 16
Размышляев А. Д., Миронова М. В. Расчет параметров	
продольного магнитного поля, обеспечивающих удаление	
капли с торца электрода, при дуговой наплавке	 30

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Уратани Й., Такано Д., Наяма М., Шимокусу Й. Приме-	
нение электронно-лучевой сварки в атомной промышлен-	
ности Японии (Обзор)	35
Ющенко К. А., Булат А. В., Левченко О. Г., Безушко О. Н.,	
Самойленко В. И., Довгаль Д. И., Каховский Н. Ю.	
Влияние состава основного металла и электродного	
покрытия на гигиенические характеристики сварочных	
аэрозолей	45
Головко В. В., Гончаров И. А. Методика оценки стойкости	
гранул сварочных флюсов против разрушения	51

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Лазоренко Я. П., Коляда В. О., Шаповалов Е. В., Луценко	
Н. Ф., Скуба Т. Г. Эффективность применения алгоритмов	
распознавания валика усиления сварного шва на	
цифровых изображениях	54
По страницам журнала «Welding Journal»	57
Новая книга	58

ХРОНИКА

День науки в ИЭС им. Е. О. Патона	59
V Всеукраинская научно-техническая конференция молодых	
ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии»	60
ИНФОРМАЦИЯ	61

На 1-й странице обложки: С. Е. Савицкая проводит сварочный эксперимент за бортом станции «Салют-7», 25 июля 1984 г. (фото В. А. Джанибекова).

Avtomaticheskaya Svarka

№ 7 (675) July 2009

Published since 1948

EDITORIAL BOARD: Editor-in-Chief B. E. PATON

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelnichenko,
A. Ya. Ishchenko, I. V. Krivtsun,
S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),
V. I. Kirvan, 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. Khitrovskava (exec. secr.).
V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko
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

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. Yushtina Electron galley: I. S. Batasheva, A.I.Sulima, I. R. Naumova, I. V. Petushkov State Registration Certificate KV 4788 of 09.01.2001 All rights reserved This publication and each of the articles contained here in are protected by copyright

CONTENTS

R	F	Paton	25 vears	of welding	in snace	3	Ł
ω.	<u> </u>	i alon.			III SDUCC		,

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Kuchuk-Yatsenko S. I., Zyakhor I. V., Velikoivanenko E. A., Rozynka G. F. Estimation of thermodeformational conditions of formation of joints of heat -resistant alloy EI698VD in friction welding	8
Skulsky V. Yu. Pecularities of kinetics of delayed fracture of welded joints of hardening steels	. 14
Markashova L. I., Grigorenko G. M., Poznyakov V. D., Berdnik- ova E. N., Alekseenko T. A. Effect of thermal cycles of welding and external loading on structural-phase state and properties of joints of steel 17X2M	. 21
<i>Razmyshlyaev A.D., Mironova M.V.</i> Calculation of parameters of a longitudinal magnetic field ensuring drop separation from the electrode tip in arc surfacing	. 30

INDUSTRIAL

<i>Uratani</i> Y., <i>Takano D. M., Nayama M., Shimokusu</i> Y. Application of electron beam welding in nuclear industry of Japan (Review)	35
Yushchenko K. A., Bulat A. V., Levchenko O. G., Bezushko O. N., Samoilenko V. I., Dovgal D. I., Kakhovsky N. Yu. Effect of composition of base metal and electrode coating on hygi- enic characteristics of welding aerosols	45
<i>Golovko V. V., Goncharov I. A.</i> Methods of evaluation of resis- tance of granules of welding fluxes against fracture	51

BRIEF INFORMATION

Lazorenko Ya. P., Kolyada V. O. Shapovalov E. V., Lutsenko	
N. F., Skuba T. G. Efficiency of application of algorithms of	
identification of weld reinforcement on digital images	54
Review of «Welding Journal»	57
New book	58

NEWS

Day of Science at the E.O. Paton Electric Welding Institute	59
Vth All-Ukrainian Scientific-Technical Conference of young sci-	
entists and specialists «Welding and allied technologies»	60
INFORMATION	61

Cover page: S. E. Savitskaya performs the welding experiment outside «Salyut-7» station, 25 July, 1984 (foto by V. A. Janibekov).

25 ЛЕТ СВАРКЕ В ОТКРЫТОМ КОСМОСЕ

Академик Б. Е. ПАТОН

25 июля 1984 г. летчиками-космонавтами СССР Светланой Савицкой и Владимиром Джанибековым впервые в мире в открытом космосе были проведены эксперименты по сварке, резке, пайке и нанесению покрытий. Успешное выполнение уникальных экспериментов в условиях космического пространства показало возможность эффективной деятельности космонавтов при выполнении сложных работ по сварке и родственным технологиям на борту пилотируемого орбитального комплекса в открытом космосе и свидетельствует о высоком совершенстве сварочной аппаратуры, созданной многолетней напряженной работой большого коллектива ученых и инженеров Института электросварки им. Е. О. Патона в тесном сотрудничестве с Центром подготовки космонавтов им. Ю. А. Гагарина. Создатель практической космонавтики, выдающийся конструктор советских космических систем Сергей Павлович Королев еще в начале 1960-х годов предвидел необходимость проведения в космосе. В 1964 г. С. П. Королевым была поставлена задача — разработать программу экспериментов по сварке в космическая корпорация «Энергия») и Институтом электросварки им. Е. О. Патона АН УССР. Так, в институте начала осуществляться



Савицкая Светлана Евгеньевна — российский летчик-космонавт, дважды Герой Советского Союза.

Родилась 8 августа 1948 г. в Москве. Окончила Московский авиационный институт и Центральную летно-техническую школу ДОСААФ СССР. В 1980 г. была принята в отряд космонавтов. Первый космический полет С. Е. Савицкая совершила в 1982 г. 25 июля 1984 г. впервые в мире осуществила выход в открытый космос, пробыв вне космического корабля 3 ч 35 мин, во время которого вместе с В. А. Джанибековым ею были выполнены эксперименты по сварке и родственным технологиям. В 1986 г. защитила кандидатскую диссертацию. До 1989 г. С. Е. Савицкая работала заместителем начальника отдела НПО «Энергия». В 1992-1995 гг. — она доцент Московского государственного авиационного института. С 1995 г. — депутат Государственной Думы РФ.



Джанибеков Владимир Александрович — российский летчик-космонавт, дважды Герой Советского Союза.

Родился 13 мая 1942 г. в поселке Искандар Ташкентской области Республики Узбекистан. В 1965 г. окончил Ейское высшее авиационное училище летчиков и служил летчиком-инструктором в ВВС СССР. С 1970 г. — в отряде космонавтов. Совершил 5 космических полетов, в том числе международных, в качестве командира корабля. Первый космический полет осуществил в 1981 г. В 1984 г. во время четвертого полета совместно с бортинженером С. Е. Савицкой провел эксперимент по сварке в открытом космосе. С 1985 до 1988 гг. он — командир отряда космонавтов, а с 1988 г. — начальник Управления теоретической и научно-исследовательской подготовки Центра подготовки космонавтов им. Ю. А. Гагарина. С 1997 г. находится в запасе.

© Б. Е. Патон, 2009

7/2009

программа научных исследований, конечной целью которой было создание аппаратуры и технологий для соединения материалов в космосе с помощью сварки. 16 октября 1969 г. в ходе полета космического корабля «Союз-6» летчики-космонавты Г. Шонин и В. Кубасов впервые в мировой практике осуществили сварку и резку металлов в космосе на универсальной автоматизированной установке «Вулкан». Этот эксперимент, который положил начало эры космической технологии, показал, что наиболее перспективным источником энергии для выполнения операций по сварке и родственным технологиям в открытом космосе является электронный луч. Впоследствии большую поддержку в проведении космических экспериментов по сварке и родственным технологиям оказывал Главный конструктор ракетно-космической техники В. П. Глушко, длительное время возглавлявший РКК «Энергия». Программы освоения космического пространства, осуществляемые в настоящее время и планируемые на будущее, предусматривают создание крупногабаритных космических объектов в космосе и на Луне. Естественно, что эксплуатация таких сооружений в течение длительного времени потребует систематического проведения профилактического обслуживания, а также ремонтно-восстановительных и монтажных работ как внутри герметичных отсеков, так и снаружи. Одним из наиболее перспективных, на наш взгляд, технологических процессов для этих целей является сварка. При работе в открытом космосе могут возникнуть самые неожиданные ситуации, требующие применения сварки и родственных технологий, причем зачастую вид и объем операций должен будет определяться космонавтом непосредственно на месте. Космонавтам придется работать на разных участках космического аппарата и иметь дело с различными конструкционными материалами.

Для этих целей в Институте электросварки им. Е. О. Патона и был создан универсальный электронно-лучевой ручной инструмент (УРИ) (рис. 1). В связи с уникальностью эксперимента до его осуществления в открытом космосе был выполнен большой комплекс наземных испытаний в обитаемой барокамере, в условиях кратковременной невесомости на самолете-лаборатории и в гидроневесомости (рис. 2). Испытание УРИ в условиях открытого космоса было проведено на борту орбитальной станции «Салют-7». После разгерметизации переходного отсека и открытия люка В. Джанибеков вынес УРИ на внешнюю поверхность станции и установил его на поручни якорной площадки. С. Савицкая, находясь в переходном отсеке, помогала командиру в транспортировке УРИ. Затем космонавты поменялись местами. Закрепившись на якорной площадке,

ALCONOMATIC PROCESSAN



Рис. 1. Универсальный ручной инструмент (УРИ)

С. Е. Савицкая приступила к выполнению эксперимента. Она разрезала образец из титана, после чего, последовательно заменяя образцы, выполнила сварку, пайку и напыление. В это время В. Джанибеков вел телерепортаж и фотосъемку отдельных моментов работы бортинженера. После завершения первого этапа работы космонавты вновь поменялись местами и В. Джанибеков выполнил все операции на остальных образцах. Большую помощь и поддержку непосредствен-



Рис 2. Летчики-космонавты СССР С. Е. Савицкая и В. А. Джанибеков на предполетных испытаниях сварочного инструмента

ным исполнителям, находящимся за бортом, оказывал космонавт-исследователь И. Волк. После завершения экспериментов УРИ был доставлен на станцию. Эксперимент в открытом космосе продолжался 3 ч 35 мин. Для выполнения технологических экспериментов в открытом космосе с помощью УРИ по сварке, резке и пайке использовали образцы нержавеющей стали и титанового сплава толщиной 0,5...1 мм, а для нанесения серебряных покрытий — алюминиевые образцы. Сварные образцы, полученные в космосе и доставленные на Землю (рис. 3), были всесторонне исследованы. Результаты проведенных исследований показывают, что структура и свойства сварных соединений, выполненных



Рис. 3. Образцы стыковых соединений, выполненные в космосе с использованием аппаратуры УРИ

вручную электронным лучом в открытом космосе и на Земле — близки. Имеющиеся незначительные отличия, не влияющие на качество сварных соединений «космических» образцов, видимо, можно объяснить особенностями космической среды и условиями теплоотвода.

Перед возвращением на Землю космонавты демонтировали с планшетов образцы, которые впоследствии были переданы в ИЭС для проведения исследований. Космонавты С. Савицкая и В. Джанибеков проявили подлинный героизм, взяв на себя роль первопроходцев в этих основополагающих космических экспериментах (рис. 4). Они буквально сломали лед недоверия у скептиков, сомневающихся в самой возможности использования в космосе сварочных технологий. Их подвиг навсегда вошел в историю развития сварочной науки и техники.

Десятки людей — конструкторы, технологи, рабочие-сборщики аппаратуры, испытатели, космонавты — своим поистине самоотверженным трудом способствовали проведению этого уникального эксперимента. К сожалению, небольшой объем журнальной статьи не позволяет отметить вклад каждого участника в создание и испытание рабочего инструмента — электронно-лучевой пушки, систем электропитания и управления, а также рабочего места космонавта, без которого невозможно было осуществление процесса сварки в открытом космосе. Однако я не могу не сказать о двух сотрудниках ИЭС им. Е. О. Патона, внесших огромный вклад в создание УРИ.



Рис. 4. Б. Е. Патон, В. А. Джанибеков, С. Е. Савицкая после завершения полетного эксперимента

AGUCAAUCHIGGAA

Это В. Ф. Лапчинский и А. А. Загребельный. Благодаря их огромным усилиям во многом стало возможным как создание УРИ, так и проведение экспериментов героями-космонавтами. Активное участие в их проведении наряду с инженерами-испытателями принимали члены основного и дублирующих экипажей В. Джанибеков, С. Савицкая, В. Васютин и Е. Иванова. Ознакомившись с целями эксперимента и оборудованием, они наблюдали за работой испытателей, участвовали в обсуждении и анализе ее результатов, после чего приступили к тренировкам, во время которых овладели приемами и навыками ручной сварки, научившись управлять поведением ванны расплавленного металла. Основное внимание при проведении эксперимента уделялось выяснению работоспособности аппаратуры и действиям операторов при выполнении сварочных и других работ в открытом космосе.

Эксперимент показал, что компактные универсальные инструменты типа УРИ позволят космонавтам проводить работы, связанные с ремонтом или монтажом на внешней поверхности космического объекта с обеспечением необходимого качества сварных соединений. При создании УРИ особое внимание было уделено технике безопасности при проведении работ. Этот вопрос особенно тщательно прорабатывался при проведении многочисленных испытаний, так как нарушение техники безопасности при работе с электронным лучом могло привести к непоправимым последствиям, связанным с жизнью экипажа и функционированием станции. В результате проведенной многоплановой работы была решена задача по обеспечению безопасности экипажа и корабля за счет специальных конструктивных решений самого инструмента и организации рабочего места космонавта. В частности, для исключения воздействия на оператора-сварщика рентгеновского излучения при работе электронно-лучевой пушки использовалось ускоряющее напряжение 5кВ. Малогабаритный высоковольтный блок, входящий непосредственно в состав ручного инструмента, позволил избавиться от высоковольтного кабеля, являющегося источником повышенной опасности. Для повышения уровня безопасности космонавта-оператора и защиты космического корабля от случайного попадания на его обшивку луча в ручном инструменте использовалась короткофокусная электронно-лучевая пушка. Кроме того, при проведении эксперимента аппаратура на внешней поверхности станции устанавливалась так, что при выполнении сварочных операций пушка направлялась от борта станции в сторону открытого космоса. Большой вклад в организацию, подготовку и проведение эксперимента по ручной электронно-лучевой сварке в космосе внесли сотрудники НПО «Энергия» во главе с начальником лаборатории В. П. Никитским.

В 1986 г. был продолжен план испытаний УРИ. Космонавтами В. Соловьевым и Л. Кизимом с его помощью была проведена ручная электронно-лучевая сварка и пайка узлов и фрагментов перспективных ферменных конструкций на внешней поверхности станции, что позволило сделать еще один значительный шаг вперед от проведения экспериментов на образцах до сварки элементов и узлов реальных конструкций.

В результате проведенных на борту станции работ с использованием УРИ выяснилась необходимость модификации инструмента, и, в первую очередь, повышения его выходной мощности.

Для решения этих задач было создано новое поколение универсального ручного инструмента — аппаратура «Универсал» (рис. 5). В этой аппаратуре значительно (более чем в 2 раза) была увеличена выходная мощность. Комплекс «Универсал» прошел всесторонние наземные испытания и был рекомендован для использования в составе перспективных орбитальных станций, в частности, в качестве штатной системы орбитальной станции «Мир».

В начале 1990-х годов Национальное космическое агентство США (НАСА), учитывая достижения Института электросварки им. Е. О. Патона в области сварки в космосе, обратилось с предложением провести совместный эксперимент по сварке и родственным технологиям на борту космического челнока «Коламбия».

Выполнение международного эксперимента по сварке в космосе было намечено на конец 1997 г., однако, в связи с рядом серьезных неполадок на борту корабля, он не состоялся. Этот эксперимент также готовился для проведения на станции «Мир». После проведения квалификационных испытаний аппаратура «Универсал» была доставлена на борт станции, но, к сожа-

ADDRAMATICACIO

лению, эксперимент не был проведен из-за ее ликвидации. Полагаем, что проведение намеченных экспериментов будет полезно для будущего развития космических технологий.

В последние годы в ИЭС им. Е. О. Патона разрабатывается новое поколение оборудования для проведения сварки и родственных технологий в открытом космосе. Для того, чтобы охватить всю номенклатуру толщин различных материалов, которые применяются для создания космических летательных аппаратов, в том числе пилотируемых орбитальных станций, необходимо повысить мощность сварочной аппаратуры, создать новый специали-«Универсал»

зированный источник питания и но-



повысить мощность сварочной ап- _{Рис. 5.} Комплект оборудования для ручной электронно-лучевой сварки паратуры, создать новый специали- «Универсал»

вую конструкцию электронно-лучевой пушки. Оборудование разрабатывается таким образом, чтобы с помощью создаваемой аппаратуры можно было осуществлять не только ручные, но и механизированные виды работ с помощью робототехники и других автоматизированных устройств. Интенсивное развитие современной техники и технологии реально расширяет технологические возможности выполнения сварочных операций в условиях космоса. В частности, весьма перспективным представляется использование современных волоконных лазеров, имеющих довольно высокий КПД. В этом случае возможна доставка луча к инструменту для выполнения сварки по оптическому световоду на многие метры.

Космические корабли и станции, а также инфраструктура экспедиционных поселений на поверхности Луны, рассчитанные на длительную эксплуатацию в условиях космоса, должны быть оснащены комплектами сварочной аппаратуры, позволяющими выполнять монтажные и ремонтные работы при строительстве и эксплуатации объектов, а экипажи кораблей и экспедиций должны быть обучены основам сварочных технологий и иметь практические навыки выполнения указанных работ.

Мы убеждены, что сварке и родственным технологиям предстоит в дальнейшем сыграть значительную роль в освоении космоса. Электронно-лучевые технологии, опробованные в открытом космосе, могут найти применение в различных физических экспериментах, а затем и в производстве уникальных полупроводниковых материалов. Это позволит перейти от опытов с электронным лучом на орбитальных станциях к строительству лунных поселений и осуществлению различных производств на Луне еще в первой половине XXI в.

THOMAN TENTROLOGIC

7

РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЭИ698ВД ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ

Академик НАН Украины С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО,

И. В. ЗЯХОР, канд. техн. наук, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, канд. физ.-мат. наук, Г. Ф. РОЗЫНКА, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведена оценка термодеформационных условий формирования соединений жаропрочного никелевого сплава ЭИ698ВД при сварке трением. Установлена возможность достижения температуры плавления жаропрочного сплава в зоне контакта на стадии нагрева и определено поведение расплава на всех стадиях процесса. Предложены пути оптимизации технологии сварки трением жаропрочных никелевых сплавов и способы минимизации ширины зоны фазовых превращений в сварных соединениях.

ADDREAD

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, сварка трением, параметры режима сварки, сварное соединение, упрочняющая ү'-фаза, математическая модель, температура плавления, зона контакта

Для изготовления деталей газотурбинных двигателей (ГТД) применяют дисперсионно-упрочняемые сплавы на никелевой основе с содержанием упрочняющей γ'-фазы 10...60 об. % [1–3]. В частности, в России и Украине успешно используют сплавы ЭИ698ВД (ХН73МБТЮ), ЭК79 и сплав ЭП741НП, который получают способом металлургии гранул. Для изготовления сварных узлов ГТД, работающих в условиях воздействия высоких температур и нагрузок, весьма перспективным является применение сварки трением (СТ).

Известно, что для формирования качественного соединения при СТ необходимо обеспечить определенную деформацию, при которой происходит вытеснение оксидов и адсорбированных пленок за границы сечения заготовок [4]. Температурный интервал деформации (ТИД) сплава зависит от его химического состава и ограничивается температурой сольвуса $T_{p\gamma'}$ (полного растворения упрочняющей ү'-фазы), с одной стороны, и температурой солидуса $\tilde{T}_{\rm пл}$ (начала плавления), с другой. С увеличением объемной доли у'-фазы в сплаве ТИД сужается — температура начала плавления сплава снижается, а температура полного растворения у'-фазы повышается (табл. 1). Рекомендуемый промышленными стандартами ТИД еще уже [5].

Возможность обеспечения требуемой для качественной сварки деформации (осадки) зависит от сочетания таких технологических параметров СТ, как окружная скорость v_r ($v_r = \pi dn$, где d — диаметр деталей; n — частота вращения), давление P и время t (рис. 1).

Как правило, оптимальные значения этих параметров определяют путем сравнения механических свойств соединений, полученных при различных режимах сварки. Для оценки фазовых изменений металла (степени деградации упрочняющей ү'-фазы) в зоне сварного соединения необходимы данные о температурно-временных условиях формирования соединений конкретных сплавов. Поскольку прямые измерения температуры металла в зоне контакта при СТ затруднены

Таблица 1. Фазовые характеристики и ТИД жаропрочных сплавов

	0	Критически	ие точки, °С	Рекомендуе-	
Сплав	Содержание γ'-фазы, об. %	$T_{\mathrm{p}\gamma'}$	Т _{пл}	мая темпе- ратура де- формации, °С	
ЭИ698ВД	20	1020	1320	10001180	
ЭК79	35	1100	1280	11001130	
ЭП741НП	60	1185	1270	11851200	



Рис. 1. Типовая циклограмма процесса СТ: L — осадка при сварке; $P_{\rm H}$, $P_{\rm np}$ — давление соответственно при нагреве и проковке

[6], научный и практический интерес представляет оценка термодеформационных условий формирования соединений жаропрочных сплавов расчетным путем.

Цель настоящей работы — определение с помощью расчета термических циклов СТ жаропрочного никелевого сплава ЭИ698ВД в зависимости от параметров режима сварки, а также оценка влияния термодеформационного цикла СТ на фазовый состав металла зоны соединения и разработка рекомендаций по оптимизации технологии СТ.

Расчеты термических циклов выполняли с использованием разработанной математической модели процесса нагрева при СТ, в основу которой положены уравнение теплопроводности и характеристики потребления материалом мощности в процессе СТ.

Температурное поле $T(r, z, \tau)$ в произвольный момент t находят на основе известного температурного поля $T(r, z, t - \Delta t) = T_*$ в момент $t - \Delta t$, где Δt — шаг прослеживания во времени изменения температурного поля, начиная с начального состояния t = 0. На каждом шаге прослеживания температура T = T(r, z, t) определяется вариационным методом в результате минимизации следующего функционала:

$$E_{T} = -\frac{1}{2} \iint_{S} \left[r\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial r} \right)^{2} + r\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial z} \right)^{2} + rc\gamma \frac{T^{2}}{\Delta t} - 2rT \left(\frac{T_{*}}{\Delta t} c\gamma + W \right) \right] drdz + \frac{1}{2} \int_{\Gamma} r\alpha_{T} (T - 2T_{c})Td\Gamma, \quad (1)$$

где $\lambda = \lambda(T)$ — коэффициент теплопроводности материала; $c\gamma = c\gamma(T)$ — объемная теплоемкость; W = W(r, z, t) — мощность источника тепловыделения, связанного с трением; S — рассматриваемая площадь сечения изделия в плоскости (r, z); Γ — контур, ограничивающий поверхность площадью S, на которой задано граничное условие теплообмена с окружающей средой по закону



Рис. 2. Зависимость коэффициента трения F_r от окружной скорости v_r ($F_r = A/v_{rr}^k$ где A = 0.09, k = 1.65)

Ньютона с коэффициентом теплообмена α_т; *T*_с — температура окружающей среды.

Минимизируя функционал (1) по T(r, z, t), получаем двухмерное уравнение теплопроводности в цилиндрической системе координат r, z:

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + r \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Wr = rc\gamma \frac{\partial T}{\partial t} - 2\alpha_{\rm T} (T_{\rm c} - T).$$
(2)

Начальную температуру принимали равной 20 °C, граничные условия соответствовали условиям теплообмена с окружающей средой:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial r} = -\alpha_{\rm T} (T_{\rm c} - T); \quad \lambda \frac{\partial T}{\partial z} = -\alpha_{\rm T} (T_{\rm c} - T).$$
(3)

Мощность теплового источника W(r, z, t) определяли по формуле из работы [7]:

$$W = P v_r F_r, \tag{4}$$

где *Р* — давление при нагреве, МПа; *F_r* — коэффициент трения свариваемых поверхностей.

Значение F_r при СТ сплава ЭИ698ВД определяли расчетным путем по методике, изложенной в работе [8]. Изменение коэффициента трения F_r в зависимости от окружной скорости v_r представлено на рис. 2.

При расчетах принимали, что тепло выделяется по всей поверхности трения, при образовании жидкой фазы в зоне контакта тепловыделение прекращается, а жидкий металл выдавливается в грат.

Температурную задачу решали методом конечных элементов. Функционалу (1) соответствует квадратичная форма, которая представляет собой сумму всех элементов рассматриваемой области

Таблица 2. Теплофизические свойства сплава ЭИ698ВД

<i>T</i> , °C	<i>с</i> γ·10 ³ , Дж/(м ³ ·°С)	λ, Bт/(м·°C)
50	3,76	11,7
100	3,80	11,7
200	3,88	13,4
300	4,00	14,6
400	4,150	15,9
500	4,330	17,6
600	4,540	19,7
700	4,960	21,3
800	5,500	23,0
900	5,500	24,7
1000	5,420	24,7
1100	5,380	24,7
1200	5,380	24,7





Рис. 3. Изменение температуры в заготовках сплошного сечения диаметром 16 мм из сплава ЭИ698ВД при СТ на различных расстояниях от поверхности контакта *z* (осевое направление) и центра сечения *r* (радиальное направление) при $v_r = 2$ (*a*, δ) и 1 м/с (*e*, *z*), P = 100 (*a*), 200 (*e*), 600 МПа (δ , *z*): 1 - z = 0, r = 8 мм; 2 - z = 0,5 мм, r = 8 мм; 3 - z = 1 мм, r = 8 мм; 4 - z = 2 мм, r = 8 мм; 5 - z = 0, r = 0; 6 - z = 0,5 мм, r = 0; 7 - z = 1 мм, r = 0; 8 - z = 2 мм, r = 0

TRACK TO CANER

$$E_{\rm H} = -\frac{1}{2} \sum_{m} \sum_{n} \left\{ (r\lambda)_{m, n} \left[\left(\frac{T_{m, n} - T_{m-1, n}}{\Delta r_{m, m-1}} \right)^2 + \left(\frac{T_{m, n} - T_{m, n-1}}{\Delta z_{n, n-1}} \right)^2 \right] - 2W_{m, n}T_{m, n}r_{m, n} \right\} \Delta r_{m, m-1} \Delta z_{n, n-1}.$$
(5)

Минимизируя квадратичную формулу (5) по значениям температуры $T_{m,n}$ в правом верхнем узле конечного элемента, получаем систему линейных алгебраических уравнений:

$$T_{m+1,n} \lambda_{m+1,n} r_{m+1} \frac{\Delta z_{n+1,n}}{\Delta r_{m+1,m}} + T_{m,n+1} \lambda_{n,n+1} r_m \frac{\Delta r_{m,m+1}}{\Delta z_{n+1,n}} + T_{m,n+1} \lambda_{n,n+1} r_m \frac{\Delta z_{n,n-1}}{\Delta z_{n+1,n}} + T_{m-1,n} \lambda_{m,n} r_m \frac{\Delta z_{n,n-1}}{\Delta r_{m,m-1}} + T_{m,n-1} \lambda_{m,n} r_m \frac{\Delta r_{m,m-1}}{\Delta z_{n,n-1}} - T_{m,n} \left[r_m \lambda_{m,n} \frac{\Delta z_{n,n-1}}{\Delta r_{m,m-1}} + r_{m+1} \lambda_{m+1,n} \frac{\Delta z_{n,n+1}}{\Delta r_{m+1,n}} \right]$$

$$+ r_{m}\lambda_{m,n+1}\frac{\Delta r_{m,m-1}}{\Delta z_{n+1,n}} + \frac{c\gamma_{m,n}}{\Delta t}r_{m}\Delta r_{m,m-1}\Delta z_{n,n-1}] + \\ + \left(W_{m,n} + \frac{c\gamma_{m,n}}{\Delta t}T_{m,n}^{(k-1)}\right)r_{m}\Delta r_{m,m-1}\Delta z_{n,n-1} = 0 \\ (m = 1, 2, ..., M; n = 1, 2, ..., N),$$
(6)

где M, N — количество конечных элементов соответственно по радиусу r и оси вращения z.

К системе уравнений (6) для полной постановки задачи необходимо присоединить граничные условия

$$\lambda \frac{T_{m,n} - T_{m-1,n}}{\Delta r_{m,m-1}} = -\alpha_{\rm T} (T_{\rm c} - T_{m,n}), \tag{6a}$$

$$\lambda \frac{T_{m,n} - T_{m-1,n}}{\Delta z_{n,n-1}} = -\alpha_{\rm T} (T_{\rm c} - T_{m,n}).$$
(66)

Система уравнений (6)–(66) решалась методом Гаусса. Расчеты термических циклов проводили для СТ заготовок сплошного сечения диаметром 16 мм из сплава ЭИ698ВД с учетом его теплофизических свойств (табл. 2). Окружная скорость при выбранных частотах вращения составляла $v_r = 0,5, 1,0, 2,0$ м/с, давление изменялось в пределах 100...600 МПа.



Рис. 4. Осциллограмма изменения давления *P* (1) и перемещения (осадки *L*) (2) при СТ сплава ЭИ698ВД

На рис. 3 приведено расчетное распределение температуры в образцах для некоторых сочетаний технологических параметров.

Расчет распределения температуры T(x, t) показал, что температура начала плавления сплава ЭИ698ВД достигается за короткий промежуток времени от начала сварки. При P = 200...600 МПа это время составляет 0,5...1,5 с. В дальнейшем рост температуры в плоскости контакта прекращается, нагрев заготовок происходит в осевом направлении. При значительном температурном градиенте в зоне контакта в осевом и радиальном направлениях на начальной стадии процесса СТ вытеснение металла из стыка не происходит. На осциллограммах изменения осадки при различных режимах сварки видно, что начало укорочения образцов наблюдается приблизительно через 2 с после начала процесса СТ (рис. 4).

Измерение момента M трения при СТ сплава ЭИ698ВД по методике [9] свидетельствует о том, что значение M сохраняется на высоком уровне (рис. 5). В связи с этим можно предположить, что расплав образуется на отдельных участках поверхности контакта, которые в дальнейшем подвергаются интенсивному деформированию, а затем перемещаются в радиальном направлении и вытесняются из стыка в грат.

Начало осадки заготовок обусловлено достижением определенного температурного градиента в зоне контакта в осевом *z* и радиальном *r* направлениях. Анализ кривых на рис. З показывает, что для начала деформации заготовок в макрообъемах необходим их нагрев выше температуры



Рис. 5. Зависимость момента M трения от давления $P_{\rm H}$ в установившейся стадии нагрева в процессе СТ сплава ЭИ698ВД при $v_r = 0.5$ (1), 1,0 (2) и 2,0 м/с (3)



Рис. 6. Расчетная зависимость скорости осадки v_{oc} от давления P при СТ сплава ЭИ698ВД: 1-3 — см. рис. 6

сольвуса $T_{p\gamma'}$ на глубину z = 1...2 мм в периферийной части сечения заготовок и на $z \approx 0.5...1,0$ мм — в центральной их части. Большим значениям давления соответствует меньшие из указанных интервалов значения z.

Интенсивность выделения энергии в процессе нагрева зависит от окружной скорости и давления. Так, при возрастании давления и уменьшении окружной скорости в исследуемом диапазоне значений тепловыделение в зоне контакта увеличивается. Это, очевидно, связано с нелинейной зависимостью коэффициента трения F_r от окружной скорости v_r (см. рис. 1). Максимальная температура в стыке не повышается — интенсификация нагрева с увеличением давления и уменьшением окружной скорости компенсируется увеличением скорости осадки (рис. 6), что сопровождается вытеснением нагретого металла из зоны контакта. Полученные результаты согласуются с данными работ [10, 11] об увеличении мощности тепловыделения и ширины зоны вязкопластичного течения металла при увеличении давления и уменьшении окружной скорости в процессе СТ стали.

Распределение температуры вдоль образующей после остановки вращения при разных значениях P и $v_r = 0.5$, 1,0 и 2,0 м/с представлено на рис. 7, из которого видно, что при уменьшении v_r и увеличении P градиент температур по длине образцов возрастает.

Результаты расчетов показали, что, поскольку в зоне контакта достигается температура плавления, то при любых значениях параметров режима СТ следует ожидать растворения упрочняющей γ' -фазы в зоне сварного соединения. Здесь ширина зоны фазовых изменений определяется температурным полем, а именно, шириной зоны нагрева металла до температуры выше $T_{p\gamma'}$. Как видно из рис. 7, ширина указанной зоны уменьшается при снижении окружной скорости и повышении давления.

Этот вывод подтверждается данными дюраметрических исследований сварных соединений сплава ЭИ698ВД, полученных при изменении па-

ALCONTRACTOR



Рис. 7. Температурные поля в зоне соединения сплава ЭИ698ВД после СТ при $v_r = 0,5$ (*a*), 1,0 (*б*) и 2,0 м/с (*в*): 1 — P = 200; 2 - 300; 3 - 400; 4 - 500; 5 - 600 МПа

раметров режима СТ в широком диапазоне. Характер распределения микротвердости металла в зоне соединения (до сварки сплав находился в термически упрочненном состоянии) при различных режимах СТ аналогичен, но отличается шириной зоны разупрочнения, а также минимальными значениями микротвердости металла зоны термического влияния сварного соединения (рис. 8). Ширина зоны ЗТВ с пониженной микротвердостью практически совпадает с шириной зоны нагрева (выше 1020 °С (T_{n v'})), полученной расчетным путем при различных значениях технологических параметров режима СТ, что свидетельствует об адекватности математической модели. Повышение микротвердости металла в плоскости соединения связано со значительным



Рис. 8. Распределение микротвердости *HV* в зоне соединения сплава ЭИ698ВД, полученного способом СТ: *l* — расстояние от линии соединения



Рис. 9. Микроструктура металла зоны соединения сплава ЭИ698ВД

измельчением размера зерна (рис. 9), что обусловлено процессом динамической рекристаллизации металла этой зоны [12].

Погрешность в расчетных значениях ширины зоны разупрочнения по сравнению с данными дюраметрических исследований сварных соединений увеличивается при больших значениях окружной скорости. Например, при $v_r = 2 \text{ м/с}$ (P == 200...600 МПа) эта погрешность составляет от 7 до 18%, что, вероятно, связано с невозможностью мгновенно остановить вращение. Так, время торможения вращения при изменении этой скорости до нуля на лабораторной сварочной установке СТ-120 составляло 0,2 с. В этот период осадка образцов продолжалась с увеличивающейся скоростью, ширина зоны термического влияния уменьшалась, а окончательная макро- и микроструктура зоны соединения формировалась при более низких значениях окружной скорости. Очевидно, изменяя длительность стадии торможения вращения, можно эффективно влиять на ширину зоны структурных и фазовых превращений и прочность сварных соединений.

При анализе микроструктуры полученных сварных соединений участки расплава в пределах сечения свариваемых образцов не обнаруживаются. Динамически рекристаллизованная мелкозернистая структура зоны соединения свидетельствует о том, что при СТ исследуемого жаропрочного сплава нет опасности возникновения горячих трещин.

Анализ полученных результатов позволил предложить пути оптимизации технологии СТ жаропрочных никелевых сплавов. Для минимизации ширины зоны неблагоприятных фазовых превра-

AUTOMATICATION

щений (растворение упрочняющей γ' -фазы) в зоне соединения необходимо, чтобы окружная скорость была низкой, а давление высоким.

На формирование структуры зоны соединения существенное влияние оказывает заключительная стадия процесса СТ, а именно, торможение вращения. При увеличении ее длительности в процессе приложения давления увеличивается скорость деформации (осадки), а ширина зоны структурных и фазовых превращений уменьшается.

Технологически реализовать возможность управления заключительной стадией формирования соединений удается при инерционной СТ путем задания определенного момента инерции маховика [4, 7] и при СТ с регулируемым торможением — за счет принудительного торможения вращения по заданной программе [13, 14].

Выводы

1. Анализ данных расчетов, проведенных на основе разработанной математической модели нагрева при СТ, показал, что в зоне контакта достигается температура солидуса сплава ЭИ698ВД. Образование расплава имеет локальный характер: расплав возникает на отдельных участках поверхности контакта, подвергается интенсивному деформированию, перемещается в радиальном направлении и вытесняется из стыка в грат.

2. Отсутствие литой структуры металла в зоне соединения в пределах свариваемого сечения свидетельствует о том, что при СТ сплава ЭИ698ВД опасность возникновения горячих трещин отсутствует.

3. При любых значениях технологических параметров режима СТ следует ожидать растворения упрочняющей ү'-фазы в плоскости соединения. Для минимизации ширины зоны фазовых превращений необходимы сравнительно низкая окружная скорость и высокое давление.

4. При СТ решающее значение в формировании структуры металла зоны соединения имеет стадия торможения вращения. При увеличении продолжительности этой стадии возрастает скорость деформации, а ширина зоны структурных и фазовых превращений уменьшается.

- Критические технологии для создания ГТД 5-го поколения // Оборудование и инструмент для профессионалов. — 2007. — № 6(95). — С. 66–71.
- 2. *Развитие* жаропрочных никелевых сплавов для дисков газовых турбин / Б. И. Бондарев, О. Х. Фаткуллин, В. Н. Еременко и др. // Технология легких сплавов. 1999. № 3. С. 49–53.
- Разработка перспективных технологий для жаропрочных никелевых сплавов / О. Х. Фаткуллин, Г. С. Гарибов, В. А. Некрасов, И. А. Кононов // Там же. — С. 53–61.
- Сварка трением: Справочник / В. К. Лебедев, И. А. Черненко, В. И. Вилль и др. — Л.: Машиностроение, 1987. — 236 с.
- 5. Масленков С. Б., Масленкова Е. А. Стали и сплавы для высоких температур: Справ. изд. В 2 кн. Кн. 1. М.: Металлургия, 1991. 812 с.
- Wichelhaus G. Messen der Stobflachentemperatur beim Reibschweiben // Schweißen und Schneiden. — 1974. — 3. — S. 97–100.
- Lebedev V. K., Chernenko I. A. Friction welding. Harwood: Harwood Acad. publ. GmbH, 1992. — P. 59–168. — (Welding and Surfacing Rev.: Soviet Technology Rev. section. Vol. 2; Pt. 4).
- 8. *Лебедев В. К., Виль В. И., Черненко И. А.* О расчете энергетических параметров процесса сварки металлов трением // Автомат. сварка. — 1981. — № 3. — С. 2–4.
- 9. Определение момента трения при инерционной сварке по величине углового ускорения / В. К. Лебедев, Л. В. Литвин, А. Т. Дышленко, И. А. Черненко // Там же. 1986. № 8. С. 31–33.
- Лебедев В. К., Миргород Ю. А., Вакуленко С. А. Математическое моделирование тепловых процессов и вязкого течения металла при сварке трением // Там же. — 1987. — № 1. — С. 3–6.
- Лебедев В. К., Черненко И. А. Распределение мощности в стыке при сварке трением // Там же. — 1984. — № 12. — С. 23–25.
- Адам П. Сварка высокопрочных сплавов для газовых турбин // Жаропрочные сплавы для газовых турбин / Пер. с англ.; Под ред. Р. Е. Шалина. — М.: Металлургия, 1981. — С. 388–408.
- Пат. 546460 Україна, МКВ В 23 К 20/12. Спосіб зварювання тертям і машина для його реалізації / С. І. Кучук-Яценко, І. В. Зяхор. — Опубл. 15.11.2004.
- 14. Зяхор И. В. Современное оборудование для сварки трением // Автомат. сварка. — 2001. — № 7. — С. 48–52.

Thermal-deformation conditions of formation of friction welded joints on heat-resistant nickel alloy EI698VD have been estimated. The possibility of reaching the melting point of the heat-resistant alloy within the contact zone at a stage of heating has been established, and behaviour of the melt at all stages of the process has been studied. Methods for optimisation of the technology of friction welding of heat-resistant nickel alloys, and methods for minimisation of width of the phase transformation zone in welded joints have been evaluated.

ALCONTRACTOR

Поступила в редакцию 27.02.2009

ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЕЙ

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

Рассмотрены факторы, определяющие скорость развития замедленного разрушения при водородном охрупчивании сварных соединений мартенситной стали при температурах выше и ниже выявленного минимума трещиностойкости (80...100 °C) и соединений бейнитной стали. В дополнение к известным представлениям показано, что кинетика замедленного разрушения может определяться характером распределения в объеме металла микропластических деформаций, развитие которых зависит от термически активируемых микроструктурных изменений, и быстротой создания локальной критической плотности дислокаций и водорода. В общем случае зависимость длительности разрушения от температуры описывается С-подобными кривыми.

ADDREADTRACTOR

Ключевые слова: дуговая сварка, закаливающиеся стали, сварные соединения, закалка, мартенсит, низкотемпературный распад, бейнит, локальная деформация, замедленное разрушение, холодные трещины

Образование холодных трещин [1, 2] в сварных соединениях закаливающихся сталей происходит при температурах, обеспечивающих достаточные для развития разрушения активацию движения дислокаций и диффузионную подвижность водорода в сочетании с энергичным взаимодействием водорода с ловушками — дислокациями и микрополями повышенных упругих напряжений (микронапряжений) [3-6]. Начальная температура возможного появления трещин на ветви охлаждения различными исследователями оценивается в довольно широких пределах — приблизительно от 300 °С и до температуры окружающей среды [7-10]. Однако более точное определение температуры, ниже которой возникает риск замедленного разрушения, имеет важное прикладное значение. С целью уточнения температурного интервала проявления склонности к образованию холодных трещин в работе [11] показано, что у сварных соединений мартенситных сталей опасность трещинообразования возникает при температуре ниже 140...120 °С. В интервале примерно 80...100 °С такие соединения имеют самую низкую трещиностойкость, что определяется минимальной длительностью развития разрушения. При более низких и более высоких температурах период разрушения увеличивается. Там же показано, что у соединений стали с бейнитно-мартенситным превращением, характеризующейся меньшей степенью закалки и большей стойкостью против образования холодных трещин, температурный интервал трещинообразования ограничен верхней пороговой температурой примерно 80 °С. Для расширения представлений о факторах, влияющих на образование холодных трещин, требуется выяснение возможных причин изменения кинетики замедленного разрушения в зависимости от температуры металла соединений.

Целью настоящей работы является анализ некоторых физико-металлургических явлений, оказывающих влияние на склонность сварных соединений закаливающихся сталей к замедленному разрушению в зависимости от температуры, при которой они находятся на стадии охлаждения после фазовой перекристаллизации.

В работе использованы результаты испытаний по методу Implant, выполненные при поддержании постоянной температуры сварных соединений в интервале примерно от 160 °С до комнатной. Для этого испытательная установка была оснащена системой автоматического контроля температуры и нагрева, которая включалась по достижению соединением заданной температуры на ветви охлаждения после окончания сварки [11]. Эксперименты проводили с применением ручной дуговой сварки покрытыми электродами. Для нагружения сварных соединений использовали рычажную систему со сменными грузами. В процессе испытания образца нагрузка оставалась неизменной. С помощью датчиков регистрировали перемещения λ в сварном соединений [12], что

позволило оценить скорость ползучести є

 $(\dot{\epsilon} = \Delta \lambda / \Delta t$, где $\Delta \lambda$, Δt — соответственно приращение перемещений и соответствующий период времени) [13] на установившейся стадии развития замедленного разрушения (рис. 1). Для оценки энергии активации рассматриваемых в работе процессов использовали результаты измерения скорости изучаемого процесса при разных температурах (при замедленном разрушении — скорость ползучести) и подход, основанный на соотношении, связывающем скорость процесса с энергией активации и температурой [14, 15]:

© В. Ю. Скульский, 2009



Рис. 1. Схема развития ползучести при замедленном разрушении: *I* — начальная стадия нарастания перемещений; *II* стадия устойчивой ползучести; *III* — разрушение; штриховая линия — отсутствие деформации и разрушения

$$\dot{\varepsilon} = A \exp \frac{-E}{RT}$$

где *Е* — энергия активации, кДж/моль; *R* — универсальная газовая постоянная; *T* — абсолютная температура, К; *A* — константа.

Для дилатометрических исследований особенностей низкотемпературного отпуска мартенсита использовали образцы из сталей с мартенситным превращением, закаленных в воде после печного нагрева до 1200 °C.

Результаты испытаний соединений сталей, закаливающихся с образованием мартенситной структуры, приведены на рис. 2, 3. В опытах использовали электроды, обеспечивающие мартенситную структуру наплавленного металла: для сварки образцов из сталей 10Х9МФБ, 25Х2НМФА — FOX C9MV (Boehler, Австрия), 38ХНЗМФА — экспериментальные с легированием, близким к стали. Выявленная зависимость технологической прочности от температуры, по-видимому, связана с особенностями развития термоактивационных процессов, влияющих на структурные изменения и процесс трещинообразования.

Согласно существующим представлениям замедленное разрушение является следствием постепенного развития межатомных разрывов в зонах с повышенной плотностью дефектов кристаллического строения и микронапряжений под влиянием водорода [16–18]. Началу разрушения пред-



Рис. 2. Характер изменения времени замедленного разрушения сварных соединений мартенситной стали 10Х9МФБ в зависимости от температуры (испытания при нагружающем напряжении σ = 430 МПа)



Рис. 3. Термокинетические кривые замедленного разрушения сварных соединений: 1 -сталь 25Х2НМФА, $\sigma = 400$ МПа; 2 - 38ХНЗМФА, $\sigma = 170$ МПа

шествует стадия накопления ионизированного водорода в зоне предразрушения до концентрации, достаточной для формирования микроразрыва. Основной вклад в достижение критического состояния металла и инициирование его разрушения вносят дислокации, транспортирующие или связывающие водород в зоне их скопления у препятствий, обычно — у границ зерен. В связи с этим локальная микропластическая деформация, как результат страгивания и перемещения дислокаций в наиболее податливых микроучастках под влиянием напряжений, рассматривается как начальная (и необходимая) стадия замедленного разрушения [3, 19, 20]. Развитие разрушения, представляющее собой последовательное чередование актов зарождения и роста микротрещин, также сопровождается постепенно нарастающей деформацией под действием приложенной нагрузки. Именно эта деформация — ползучесть, вызванная возникновением и подрастанием внутренних дефектов, фиксируется в процессе испытания (рис. 1).

Таким образом, локальность начальной микропластической деформации является основным фактором развития разрушения. В свою очередь, распределение микродеформаций в больших объемах препятствует возникновению локального критического состояния, достаточного для зарождения очагов разрушения и его последующего распространения [13]. Поэтому неоднородность микроструктуры, наличие и характер распределения податливых для деформирования микроучастков в объеме жесткой матрицы могут оказывать существенное влияние на снижение сопротивления замедленному разрушению, что также подтверждают данные работы [19].

Механические и технологические свойства мартенситного металла зависят от степени отпуска (или распада) исходного закаленного твердого раствора. Причем заметное снижение твердости и, следовательно, улучшение пластичности происходят даже при выдержке закаленного металла

A DIROCOULTREESOR

в интервале относительно низких температур примерно от 100 до 200 °С [20]. Подобные структурные изменения должны влиять на склонность к образованию холодных трещин (например, известное явление «самоотпуска» мартенсита в низкотемпературном интервале после фазовой перестройки является фактором повышения трещиностойкости).

Низкотемпературные изменения в мартенсите имеют следующие особенности. Мартенсит как напряженная и метастабильная структура характеризуется повышенной склонностью к распаду. Процесс распада идет в направлении достижения «упруготермического равновесия» в кристаллической системе в результате перераспределения избыточного углерода в междоузлиях и его выхода в зоны скопления дефектов [21-25]. При комнатной температуре, ввиду малой диффузионной подвижности углерода, заметных изменений в свойствах мартенсита не происходит. Однако с повышением температуры термическая активация диффузии углерода (при 100 и 200 °С коэффициент диффузии углерода по сравнению с комнатой температурой возрастает соответственно на 3 и на 6 порядков [26]) приводит к первой стадии отпуска закаленного мартенсита со значительным уменьшением объема металла. В нелегированных углеродистых сталях распад мартенсита на первой стадии отпуска активизируется при 70...80 °С и заканчивается при 170...200 °С, в интервале 100...150°С процесс идет наиболее интенсивно [21-23]. На этой стадии углерод выходит из твердого раствора с образованием пластинчатого метастабильного є-карбида типа М₂С, что сопровождается уменьшением тетрагональности решетки [21]. В результате металл частично разупрочняется и приобретает большую пластичность, чем в исходном закаленном состоянии.

Распад мартенсита в объеме металла развивается постепенно. Начальная миграция углерода к микродефектам, зарождение и рост карбида в этой зоне происходят за счет рядом расположенного углерода, затем процесс распространяется в большем количестве элементарных микрообъемов. В результате формируются участки твердого раствора с пониженной и с исходной высокой концентрацией углерода [21, 23]. Кинетика процесса определяется подвижностью углерода, зависящей от температуры. Так, по данным работы [20], длительность полураспада мартенсита в высокоуглеродистой стали при комнатной температуре составляет 36 лет, при 80 °C — 7 ч 50 мин, при 100 — 50 мин, при 120 — 8 мин, при 140 — 2,3 мин, при 160 45 с. Согласно расчету, энергия активации мартенситного распада в диапазоне рассмотренных температур составляет 108 кДж/моль.

Таким образом, в процессе распада мартенсита формируется неоднородная структура, состоящая

из исходной жесткой мартенситной матрицы и микроучастков возле границ с меньшей степенью искажения кристаллической решетки и меньшим сопротивлением пластическому сдвигу. Отсюда следует, что степень развития распада определяет характер распределения в объеме металла микропластических сдвиговых деформаций под влиянием внешней нагрузки либо усадочных напряжений.

Как видно из представленных экспериментальных данных (рис. 2, 3), интервал температур от начала проявления склонности к трещинообразованию до снижения трещиностойкости до минимума (от 140 до 100...80 °C) совпадает с интервалом первой стадии распада мартенсита. Вполне вероятно, что существует связь между трещиностойкостью сварных соединений легированных сталей и изменениями в строении и прочности мартенсита, возникающими в процессе его низкотемпературного распада.

Экспериментально установлено, что у исследуемых сталей с низким содержанием углерода (10Х9МФБ, 40Х9МФБ, 25Х2НМФА, 38ХНЗМФА) отпускные явления, сопровождающиеся уменьшением объема, так же, как и в высокоуглеродистой стали, начинают активизироваться при температурах около 80° С (рис. 4). Полученные результаты подтверждают возможность влияния распада мартенсита в интервале выше 80°С на технологическую прочность сварных соединений этих сталей.

Температура по-разному влияет на проявление водородного фактора. При высокой температуре ионы водорода легко диффундируют по междоузлиям α-решетки — совершают «перескоки» с низкой энергией активации, составляющей, по разным оценкам, примерно от 7 до 12,5...14,7 кДж/моль [3, 26–28], при этом водородная хрупкость не возникает. При температуре ниже 200 °С усиливается взаимодействие водорода с дислокациями и границами зерен [3, 26, 27]. В этих условиях преобладающей становится диффузия при преодо-



Рис. 4. Дилатометрические кривые отпуска мартенситных сталей с 9 % Сг: *1* — 10Х9МФБ; *2* — 40Х9МФБ; *3* — 25Х2НМФА

AUTROCATICHTERCAR

лении водородом энергетических барьеров (в зоне связывающих его ловушек) с энергией активации примерно 25...41 кДж/моль [26–28]. Поскольку охрупчивание вызывается водородом, связанным с дислокациями, развитие замедленного разрушения должно наблюдаться при температурах ниже 200 °C. Причем, как следует из данных работ [27, 28], достаточно энергичный захват водорода дислокации происходит при температуре ниже 120 °C.

Для уточнения возможного механизма влияния температуры на изменение склонности к трещинообразованию дополнительно проведен расчет энергии активации ползучести сварных образцов, фиксируемой в процессе испытания на замедленное разрушение. Поскольку при испытании нескольких образцов в одних и тех же условиях часто наблюдался разброс в значениях длительности разрушения и скорости ползучести, расчеты давали усредненные приблизительные значения Е. Сопоставив полученные значения Е с близкими значениями энергии активации известных процессов, можно выявить тот термически активируемый внутренний процесс в металле, который контролирует развитие экспериментально изучаемого явления [13, 15].

В связи с тем, что кривые изменения длительности и скорости (рис. 5) разрушения с изменением температуры для сварных соединений мартенситной стали имеют перегиб при 80...100 °С, что соответствует минимуму трещиностойкости, было выполнено раздельное определение энергии активации ползучести в температурных интервалах выше и ниже области перегиба: выше 80...100 (высокотемпературная) и ниже 80 °С (низкотемпературная область). Соответствующие скорости рассчитывались по кривым ползучести (см. рис. 1), получаемым экспериментально.

При испытании соединений мартенситной стали типа 10Х9МФБ в высокотемпературном интервале (от 100 до 120...140 °C) зафиксировали два типа ползучести: ползучесть, не сопровождавшуюся разрушением, для которой характерна весьма малая скорость (порядка 10⁻⁴...10⁻³ мкм/с) и постепенное возрастание скорости с повышением температуры; среднее значение абсолютной энергии активации Е составляло примерно 85...87 кДж/моль (при разбеге значений от 54 до 150 кДж/моль); ползучесть при замедленном разрушении с $E \approx 22...40$ кДж/моль, скорость которой (порядка $10^{-2}...10^{-3}$ мкм/с) снижалась при возрастании температуры. Первый вид ползучести (с Е ≈ 85...87 кДж/моль) можно связать с частичным разупрочнением и облегчением деформирования металла вследствие развития первой стадии распада мартенсита (E = 108 кДж/моль), которая, в свою очередь, контролируется диффузией углерода (для диффузии углерода в α-железе при пониженных температурах E = 84, при тем-



Рис. 5. Связь между температурой и скоростью ползучести при замедленном разрушении сварных соединений стали 10Х9МФБ: светлые и темные значки — соответственно крайние (минимум, максимум) и средние значения нагружения

пературах до 500 °С — 105 кДж/моль [26]). Второй вид ползучести (с $E \approx 22...40$ кДж/моль) контролируется декогезивным действием водорода, поступающего в зону разрушения при взаимодействии с дислокациями ($E \approx 25...41$ кДж/моль) [26–28].

В низкотемпературной области развивался только один вид ползучести, связанный с замедленным разрушением. Расчетное значение энергии активации ($E \approx 9...33$ кДж/моль), как и в предыдущем случае, сопоставимо с энергией активации перемещения водорода при взаимодействии с дислокациями. Это согласуется с определяющей ролью водорода в развитии трещинообразования. Заметных изменений в мартенсите в низкотемпературном интервале не происходит. Поэтому можно предположить, что высокая жесткость металла и снижение подвижности дислокаций при пониженных температурах ведут к сдерживанию микропластической деформации, требуемой для зарождения и роста трещины, а также замедлению накопления диффузионного водорода в зоне предразрушения. Видимо, поэтому, со снижением температуры происходит увеличение периода замедленного разрушения сварных соединений мартенситных сталей

Полученные результаты позволяют сделать следующие предположения относительно факторов, определяющих изменение кинетики замедленного разрушения сварных соединений мартенситных сталей в зависимости от температуры.

В интервале склонности к образованию холодных трещин (ниже 140...130 °C) основным деструктивным фактором является водород, взаимодействующий с ловушками (дислокациями). При температуре выше 80..100 °C дополнительное влияние на характер развития замедленного разрушения оказывает термически активируемый процесс, подобный первой стадии отпуска мартенсита. На этой стадии, как показано выше, распад мартенсита развивается постепенно в резуль-

AUTROCONTERINGCARE



Рис. 6. Связь между температурой и факторами, регулирующими развитие замедленного разрушения в сварных соединениях мартенситных сталей (заштрихованная зона температурная область минимальной трещиностойкости)

тате перемещения углерода из кристаллической решетки к близлежащим дефектам кристаллического строения и к границам [29]. Частично потерявшие углерод участки мартенсита разупрочняются и становятся более податливыми для микропластической деформации, чем окружающий твердый раствор с исходным содержанием углерода. При температурах вблизи начала активации распада (80...100 °C) диффузионное перемещение углерода идет относительно медленно. Можно предположить, что постепенно развивающийся при этом распад и, как следствие, — неоднородное разупрочнение мартенсита, создают условия для прохождения локальных микропластических деформаций в зоне границ зерен и быстрого образования трещин при водородном охрупчивании. Кроме того, для начальной стадии распада характерно развитие неоднородного распределения углерода (формирование скоплений в виде зон Гинье-Престона) и зарождение в кристаллических дефектах субмикроскопических карбидов [29]. Скопления углерода и выделяющиеся фазы создают микрообласти с локальными повышенными напряжениями (эффект дисперсионного твердения) [29]. Микроструктурная неоднородность и твердение матрицы также могут способ-



Рис. 7. Обобщенные термокинетические кривые замедленного разрушения сварных соединений мартенситной 10Х9МФБ (1) и бейнитной 10ГН2МФА (2) сталей при σ = 320 МПа

ствовать прохождению локальных микросдвиговых процессов в менее прочных зернограничных микроучастках и развитию межзеренного разрушения [30]. С развитием подобных явлений, повидимому, может быть связан минимум трещиностойкости в интервале 80...100 °С (рис. 6). При более высокой температуре термическая активация диффузии углерода способствует быстрому распространению распада мартенсита. Вероятно, что в этих условиях увеличение размеров участков частично отпущенного мартенсита, податливых для деформации, приводит к распределению пластических деформаций в больших объемах. В результате снижается вероятность быстрого локального скопления дислокаций и водорода до критического уровня и сдерживается развитие замедленного разрушения. Логично предположить, что отсутствие склонности к трещинообразованию при температурах выше 140 °С является следствием быстрого объемного распада мартенсита, слабой связи водорода с дислокациями, а также частичного выхода диффузионного водорода из сварного соединения. При пониженных температурах (ниже 80 °C) развивается только замедленное разрушение, вызванное водородом. По мере снижения температуры длительность разрушения в этом интервале увеличивается, что может быть связано с ослаблением термической активации подвижности дислокаций и перемещения водорода в жестком мартенсите.

У соединений бейнитной стали (рис. 7, сварка электродами ТМЛ-ЗУ) минимум трещиностойкости смещен в область комнатной температуры (при более низких температурах опыты не проводили). С повышением температуры испытаний трещиностойкость возрастает. По-видимому, в этом случае изменения в трещиностойкости могут определяться следующими факторами. Обычно в условиях охлаждения при ручной дуговой сварке соединения приобретают не чисто бейнитную, а мартенситно-бейнитную структуру с преобладающей долей мартенсита. Для такого металла характерна неоднородность степени закалки различных фаз, вызванная неоднородным распределением углерода на стадии промежуточного превращения. В результате в исходной структуре, наряду с прочными и труднодеформируемыми участками, присутствуют микроучастки с меньшей прочностью и большей податливостью для сдвиговой деформации. В процессе испытаний при повышенных температурах в таком металле возможен распад мартенситной составляющей (по аналогии с первой стадией распада мартенсита). Это способствует общему повышению пластичности и возрастанию стойкости против замедленного разрушения. Так, например, при испытании при температуре 70...80 °С с помощью датчиков микроперемещений было зафиксировано укорочение



образца, что могло быть следствием распада структуры закалки. Развивающееся при этом объемное разупрочнение, по-видимому, являлось фактором повышения трещиностойкости. При пониженных температурах структурные изменения (в масштабах времени проводимых испытаний) не происходят. Сохраняющиеся высокая жесткость и структурная неоднородность мартенситно-бейнитного металла, а также некоторое ослабление термической активации подвижности дислокаций могли создавать условия для развития локальных деформаций в менее прочных микроучастках. Видимо, в силу этих причин сокращалось время развития замедленного разрушения со снижением температуры. В этой серии опытов энергия активации разрушения в результате водородного охрупчивания составляла около 22 кДж/моль.

С понижением температуры в отрицательной области сдерживаются как перемещение дислокаций, так и диффузия водорода, и при определенной температуре – Т замедленное разрушение становится невозможным [15, 28, 31, 32]. Так, например, А. М. Макарой показано, что трещинообразование останавливается при -70 °C [32], согласно данным работы [28] водородная хрупкость в стали Fe-5Cr исключалась при температуре ниже -60...-100 °С. С учетом полученных экспериментальных данных и отмеченного влияния отрицательных температур на водородную хрупкость обобщенная температурная зависимость трещиностойкости в координатах температура время замедленного разрушения приобретает вид С-подобных кривых (см. рис. 7).

Из полученных результатов следует, что при регулировании тепловых режимов сварки следует учитывать термокинетические особенности трещинообразования. Например, в случае мартенситных сталей целесообразно обеспечивать снижение скорости охлаждения соединения в интервале высокой стойкости против замедленного разрушения (не ниже 140 °C). Следствием применения такой меры является частичное (и достаточно быстрое) объемное разупрочнение мартенсита, а также выход из соединения диффузионного водорода. Скорость охлаждения сварного соединения не должна превышать скорость развития распада мартенситного твердого раствора. В случае быстрого спада температуры металл соединения может оказаться в состоянии начала формирования структурной неоднородности (при температурах, близких к 100...80 °C), для которого существует риск быстрого развития трещинообразования. Целесообразной мерой повышения трещиноустойчивости является низкотемпературный отдых после окончания сварки [33], который также следует проводить в интервале высокой стойкости против образования трещин.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Таким образом, показано, что в интервале температур проведенных испытаний сварных соединений закаливающихся сталей (от 140 °С до комнатных) образование трещин было связано с деструктивным (охрупчивающим) действием водорода. Сделано предположение, что определяющее влияние на изменение кинетики трещинообразования оказывает характер распределения микропластических деформаций, инициирующих развитие замедленного разрушения. С возрастанием степени локализации микросдвиговых процессов в жестком закаленном металле должна возрастать вероятность быстрого возникновения критического состояния (критической плотности дислокаций и концентрации водорода), требуемого для зарождения и распространения трещины. Показано, что изменение трещиностойкости под влиянием температуры может быть сопряжено с характером развития низкотемпературного распада мартенсита, определяющего степень жесткости металла и особенности формирования разупрочненных (податливых для деформации) микрозон. Установлено, что в исследованных низкоуглеродистых легированных сталях распад мартенсита, подобный известному низкотемпературному распаду мартенсита в углеродистых сталях, развивается при температурах выше 80 °С. Микроструктурная неоднородность, возникающая в соединениях мартенситых сталей при температурах области в начала активизации распада (80...100 °С), может быть причиной развития локальных микросдвиговых деформаций в зоне границ зерен, что приводит к быстрому развитию замедленного разрушения и определяет минимум трещиностойкости. Выявленное сдерживание разрушения при более высоких температурах может быть связано с быстрым распространением разупрочнения, распределением микродеформаций в больших объемах, а также со снижением энергии связи водорода с дислокациями и с частичным выходом водорода из зоны разрушения. В интервале ниже 80 °С трещинообразование в соединениях мартенситных сталей со снижением температуры также замедляется. Это может являться следствием возрастания сопротивления жесткой мартенситной матрицы развитию микропластической деформации, ослабления диффузионной подвижности водорода и результирующего замедления формирования микрозон с критической плотностью дислокаций и водорода. В отличие от мартенситного металла сварные соединенения бейнитных сталей при сварке приобретают неоднородную мартенситно-бейнитную структуру. Для такого металла, как известно, характерна неоднородность по механическим свойствам, связанных с наличием различных микроструктурных составляющих. Уменьшение периода замедленного разрушения соединений бейнит-

ADDREAD

ной стали при снижении температуры ниже 80...70 °C, вероятно, связано с возрастанием степени локализации микросдвиговых деформаций в менее прочных микроучастках и, как следствие, – быстрым зарождением и ростом трещин. Можно также полагать, что высокая стойкость сварных соединений бейнитных сталей против образовахолодных трещин ния при температурах 70...80 °С и выше обусловлена повышением пластичности металла в результате низкотемпературного распада структуры закалки и частичным выходом из соединения диффузионного водорода. Рассмотренные закономерности изменения трещиностойкости сварных соединений легированных низкоуглеродистых сталей целесообразно учитывать при выборе рациональных тепловых режимов (температур предварительного подогрева, режимов изотермической выдержки после сварки) при сварке сталей с близкими системами легирования.

- 1. Шоршоров М. Х., Чернышова Т. А., Красовский А. И. Испытания металлов на свариваемость. М.: Металлургия, 1972. 240 с.
- Гривняк И. Свариваемость сталей. М.: Машиностроение, 1984. 216 с.
- Карпенко Г. В., Крипякевич Р. И. Влияние водорода на свойства стали. — М.: Металлургия, 1962. — 200 с.
- 4. Макаров Э. Л. Природа разрушения при образовании «холодных» трещин в высокопрочных закаливающихся сталях при сварке // Прогрессивная технология конструкционных материалов: Тр. МВТУ им. Н. Э. Баумана. — 1977. — № 248, вып. Ш. — С. 85–105.
- 5. Саррак В. И. Филиппов Г. А. Влияние примесей на хрупкость стали после закалки // Физ.-хим. мех. материалов. — 1981. — № 2. — С. 96–101.
- Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов. М.: Металлургия, 1985. — 216 с.
- Макара А. М., Мосендз Н. А. Сварка высокопрочных сталей. — Киев: Техніка, 1971. — 140 с.
- Suzuki H. Cold cracking and its prevention in steel welding. — S. 1. — [1978]. — 10 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1074–78).
- 9. *Підгаєцький В. В.* Пори, включення і тріщини в зварних швах. К.: Техніка, 1970. 418 с.
- Terasaki T., Hall G. T., Parteger R. I. Cooling time and prediction equation for estimating hydrogen diffusion in CTS test welds // Trans. Jap. Weld. Soc. — 1991. — 22, № 1. — P. 53–56.
- Скульский В. Ю. Термокинетические особенности образования холодных трещин в сварных соединениях закаливающихся теплоустойчивых сталей // Автомат. сварка. — 2009. — № 3. — С. 14–18.

- 12. Касаткин Б. С., Бреднев В. И., Волков В. В. Методика определения деформаций при замедленном разрушении // Там же. 1981. № 11. С. 1–7, 11.
- Бреднев В. И., Касаткин Б. С. Удельная работа образования очагов холодных трещин при сварке низколегированных высокопрочных сталей // Там же. 1988. № 11. С. 3–8, 11.
- Гарофало Ф. Законы ползучести и длительной прочности. М.: Металлургия, 1968. 304 с.
- Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. — 408 с.
- Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке // Автомат. сварка. — 1994. — № 1. — С. 3–7.
- 17. Влияние водорода на склонность к образованию трещин в ЗТВ с концентратором напряжений / Б. С. Касаткин, О. Д. Смиян, В. Е. Михайлов и др. // Там же. — 1986. — № 11. — С. 20–23.
- Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами / И. К. Походня, И. Р. Явдощин, А. П. Пальцевич и др. — Киев: Наук. думка, 2004. — 445 с.
- Hydrogen embrittlement and heat-affected zone cracking in low-carbon alloy steels with acicular microstructures / T. Boniszewski, F. Watkinson, R. G. Baker, H. F. Tremlett // British Welding J. — 1965. — 12, № 1. — P. 20–42.
- Kikuta Y., Araki T. Microscopic redistribution behaviors of hydrogen and fracture morphology of HAZ cold cracking in high strength steel. — S. I. — [1980]. — 11 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-927–80).
- 21. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1978. — 647 с.
- 22. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 238 с.
- Лысак Л. И., Николин Б. И. Физические основы термической обработки стали. Киев: Техніка, 1975. 304 с.
- Kehoe M., Kelly P. M. The role of carbon in the strength of ferrous materials // Scripta Metallurgica. — 1970. — 4, № 6. — P. 473–467.
- Новиков В. М. Теория термической обработки металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 480 с.
- Фаст Дж. Д. Взаимодействие металлов с газами. Кинетика и механизм реакций. М.: Металлургия, 1975. Т. 2. — 325 с.
- Choo W. Y., Lee Young Jai. Thermal analysis of trapped hydrogen in pure iron // Metal. Trans. A. — 1982. — 13, № 1. — P. 135–140.
- Мороз Л. С., Чечулин Б. Б. Водородная хрупкость металлов. М.: Металлургия, 1967. 256 с.
- Гудремон Э. Специальные стали. М.: Металлургиздат, 1951. — Т. 1. — 952 с.
- Земзин В. Н., Шрон Р. З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
- 31. *Макклинток Ф., Аргон А.* Деформация и разрушение материалов. М.: Мир, 1970. 444 с.
- 32. Макара А. М. Исследование природы холодных трещин при сварке закаливающихся сталей // Автомат. сварка. — 1960. — № 2. — С. 9–33.
- Козлов Р. А. Сварка теплоустойчивых сталей. Л.: Машиностроение, 1986. — 161 с.

The paper deals with the factors determining the rate of delayed fracture development at hydrogen embrittlement of martensite steel welded joints at temperatures above and below the found crack resistance minimum (80...100 °C) and of bainite steel joints. In addition to the known concepts, it is shown that the kinetics of delayed fracture can be determined by the nature of distribution of microplastic deformations in the metal volume, the development of which depends on thermally-activated microstructural changes, and rate of creation of the local critical density of dislocations and hydrogen. In the general case the dependence of fracture duration on temperature is described by C-shaped curves.

ADDREAM

Поступила в редакцию 13.02.2009

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ЦИКЛОВ СВАРКИ И ВНЕШНЕГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 17Х2М

Л. И. МАРКАШОВА, д-р техн. наук, академик НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Е. Н. БЕРДНИКОВА, кандидаты техн. наук, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучены структурно-фазовые превращения в образцах высокопрочной низколегированной стали 17Х2М при различных скоростях охлаждения, имитирующих различные процессы сварного и последующего их деформирования по мере нарастания внешней нагрузки. Выполнена аналитическая оценка конкретного вклада структур, формирующихся в зоне сварки, в показатели механических свойств, а также величины распределения деформаций, остаточных внутренних напряжений и их градиентов, локализованных вдоль границ структурно-фазовых составляющих.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, имитация сварки, структурно-фазовые параметры, упрочнение, механические свойства, прогнозирование свойств, локализация деформации, локальные внутренние напряжения, теоретическая прочность

Наиболее значимыми характеристиками высокопрочных сталей и их сварных соединений являются высокий предел текучести, низкая температура хрупкого перехода, хорошая свариваемость, позволяющие получить надежное в эксплуатации сварное соединение [1-7]. Разработан и ряд критериев оценки свариваемости таких, как эквивалентное содержание углерода С_{экв} [8], вероятный параметр трещинообразования [9], максимальная твердость металла ЗТВ [10], относительный показатель скорости охлаждения [11] и др., учитывающие в основном химический состав стали, влияние легирования на максимальную твердость в металле ЗТВ, интенсивность общего напряженного состояния и ряд других факторов (кинетику фазовых переходов при охлаждении аустенита, изменения скорости диффузии элементов в широком температурном интервале, роль формирующихся структур, режимов охлаждения) [5–7]. К сожалению, предложенные критерии не дали надежных результатов по оценке условий получения качественных (по свойствам прочности и трещиностойкости) сварных соединений даже для ограниченных условий сварки [11, 12], а расчетные значения, например, НУ_т [13] лишь в отдельных случаях близки к реальным.

В дальнейшем при оценках критерия трещинообразования, рассмотренных в работе [9], были учтены заметные отклонения в предложенных зависимостях [14] для сталей с расширенным пределом легирования [15]. В процессе анализа многочисленных экспериментальных данных и аналитических зависимостей было обращено внимание и на роль структурных факторов в формировании свойств и эксплуатационных характеристик соединений высокопрочных сталей [16, 17]. Вместе с тем разнообразие механизмов превращения аустенита при охлаждении в металле ЗТВ в широком температурном интервале, сложности влияния легирования, технологических режимов сварки и ряда других факторов оценки по предложенным уравнениям без объективной экспериментальной информации о реальных структурных состояниях металла, особенно в проблемных зонах сварных соединений, не дают достаточной точности. Это обстоятельство подтверждает необходимость расширения экспериментальных (в том числе и на различных структурных уровнях) исследований этих процессов.

В настоящей работе представлены некоторые результаты исследований в этом направлении: особенности структурных изменений в металле сварных соединений при характерных термодеформационных условиях сварки; роль каждого из структурных параметров (фазовых составляющих, зеренной, субзеренной и дислокационной структуры, химического состава, фазовых выделений и т. п.) в изменении механических свойств в различных зонах соединений; структурные условия, механизмы нарастания локальных внутренних напряжений и повреждаемости в сварных соединениях под действием технологических параметров сварки и внешнего нагружения; выявление условий и механизмов релаксации напряжений (пластической релаксации, либо релаксации путем трещинообразования с хрупким разрушением), а также структурных параметров, играющих определяющую роль в процессах повышения

[©] Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков, Е. Н. Бердникова, Т. А. Алексеенко, 2009

внутренних напряжений и механизмов их релаксации.

Материалы и методики исследований. Первый этап работы выполняли на образцах высокопрочной низколегированной стали 17Х2М следующего состава, мас. %: 0,17 C; 1,55 Cr; 0,3 Mo; 0,11 Ni; 0,6 Mn; 0,2 Si; 0,006 S; 0,014 P при скоростях охлаждения $w_{6/5} = 2,5$ и 20 °C/с. Исследования проводили на образцах непосредственно после термообработки по термическому циклу сварки (ТЦС) и последующего их деформирования растяжением при изменяющейся внешней нагрузке $P_{\text{внеш}}$ примерно от 0,7 $\sigma_{0,2}$ до 0,8 $\sigma_{\text{в}}$. Образцы сечением 13×13 мм длиной 150 мм нагревали проходящим током ($v_{\text{нагр}} = 150$ °C/с) до температуры 1250...1300 °C, а затем охлаждали по заданной программе с разными скоростями.

Структурно-фазовые, концентрационные изменения, характер распределения и плотность дефектов кристаллической решетки в металле шва и различных участках металла ЗТВ изучали с использованием оптической металлографии, аналитической растровой электронной микроскопии (СЭМ-515, фирмы «Philips», Голландия) и микродифракционной просвечивающей электронной микроскопии (JEM-200CX фирмы «JEOL», Япония). Комплексные исследования дали возмож-







ность получить экспериментальную информацию на различных структурных уровнях — от макро(зеренного) до микро(дислокационного), что позволило оценить дифференцированный вклад отдельных структурно-фазовых составляющих и других структурных параметров в изменение общего (интегрального) значения прочностных характеристик $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{\rm B}$, а также распределение локализованной деформации $\varepsilon_{\rm л}$ и локальных внутренних напряжений $\tau_{\rm вн}$ в различных зонах сварных соединений.

Результаты эксперимента. Исследованы следующие структурные параметры: тип фазовых составляющих (бейнита верхнего Б_в, нижнего Б_н, мартенсита М); размер зерен D_3 , объемная доля фаз $V_{\rm A}$, формирующихся в различных участках металла ЗТВ, а также соответствующие изменения микротвердости *HV* для условий с минимальной скоростью охлаждения $w_{6/5} = 2,5$ °C/с. Установлено, что структура в I зоне металла ЗТВ (участок крупного зерна — перегрева, рис. 1, δ ; 2, a) представлена зернами верхнего и нижнего бейнита (Б_в, Б_н) при $D_{\rm B_{H}} = 45...108$ мкм; $V_{\rm A}$ (Б_в) ~ 58 %; $HV_{\rm B_{H}} = 2500...2700$ МПа — для Б_в и $D_{\rm B_{B}} = 22...80$ мкм; $V_{\rm A}$ (Б_в) ~ 25 %; $HV_{\rm B_{H}} = 3000...3400$ МПа —

для Б_н с ферритными оболочками (ФО) толщиной

6...7 мкм. Для участка нормализации (II зона, рис. 1, б; рис. 2, б) характерно изменение структуры с увеличением объемной доли ферритно-перлитной составляющей, в том числе толщины ФО, резкое уменьшение размеров зерен (в 2 раза) при незначительном изменении микротвердости структурных элементов. Для участка неполной перекристаллизации (III зона, рис. 1, б; рис. 2, в) характерна мелкозернистая структура ($D_3 = 15...30$ мкм) при объемной доле феррита $V_{\rm g}(\Phi) = 40$ %. IV зона ЗТВ характеризуется преимущественно ферритно-перлитной мелкозернистой структурой ($D_3 = 10$ мкм) при почти равной доле феррита и перлита, микротвердость для перлита и феррита соответственно HV 2450...2600 МПа и HV 1800...1900 МПа (см. рис. 1, а).

Исследованием тонкой структуры на просвет рассматривали наиболее существенные с точки зрения пластичности и трещиностойкости факторы — изменение плотности и распределения дислокаций в различных элементах структуры (во внутренних объемах и вдоль границ) и характер формирования субструктуры во внутренних объемах субзерен. Что касается дислокационной структуры,



Рис. 2. Микроструктура (X320) металла ЗТВ (сталь 17Х2М, имитация сварки) при различных скоростях охлаждения $w_{6/5} = 2,5$ (*a–в*) и 20 °C/с (*г–е*): *a*, *г* — участок перегрева; б, *д* — участок нормализации; *в*, *е* — неполной перекристаллизации

следует отметить следующее: вдоль всех участков ЗТВ (от I до IV) наблюдается невысокая объемная плотность дислокаций ($\rho \sim 2...4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) при их равномерном распределении. Причем наименьшие значения объемной плотности дислокаций характерны для I участка ЗТВ, хотя субструктура в этой зоне недостаточно четко выражена — субграницы широкие, размытые, с невысокими углами разориентировки (0 до 5°), что свидетельствует о протекании начальных стадий формирования субструктуры в зоне перегрева — крупного зерна (рис. 3, *а–в*). Распределение дислокаций в приграничных зонах несколько иное: характерно, что вдоль межзеренных границ (преимущественно по границам верхнего бейнита) формируются протяженные дислокационные скопления с высокой плотностью ($\rho \sim 8...9 \cdot 10^{10} \, \text{см}^{-2}$), что создает в таких элементах структуры высокий градиент дислокационной плотности (от 1...3·10¹⁰ до 9.10^{10} см⁻²) (рис. 3, *a*, *б*).

С увеличением скорости охлаждения (w_{6/5} = = 20 °C/с) наблюдаются следующие структурные изменения (рис. 2, г-е, 3, г-е). При общем значительном измельчении структуры (примерно в 1,2...1,7 раза), особенно в участках перегрева (I зона) и рекристаллизации (IV зона), увеличении микротвердости (HV) в среднем на 10 %, изменяется фазовый состав структурных составляющих металла по всем зонам ЗТВ, значительно повышается (примерно в 2...3 раза) объемная доля нижнего бейнита при уменьшении доли верхнего бейнита (примерно в 4...6 раз); практически полностью отсутствует чисто ферритная составляющая и формируется мартенситная структура (с микротвердостью *HV* ~ 4200...4700 МПа), объемная доля которой сравнительно равномерно изменяется примерно от 30 до 17 % (при переходе от I к IV

зоне ЗТВ). В условиях с минимальной скоростью охлаждения $w_{6/5} = 2,5$ °С/с мартенситная составляющая практически отсутствует.

Для тонкой структуры металла (плотность дислокаций, характер их распределения, размеры и особенности структурных элементов) в металле ЗТВ при увеличении скорости охлаждения следует отметить следующее.

На фоне увеличения объемной (внутризеренной) плотности дислокаций возрастает также неравномерность их распределения. Несколько выше плотность дислокаций на границах пакетов, реек Б_в, в основном в области расположения карбидных выделений вдоль реек Б_в, где она достигает примерно (1...1,2)·10¹¹ см⁻². Однако на фоне общего увеличения плотности дислокаций градиент между объемной и зернограничной дислокационной плотностью для условий с высокоскоростным охлаждением значительно уменьшается, т.е. $\Delta \rho_{w_1} < \Delta \rho_{w_1}$ (рис. 3, *г*, *д*).

Таким образом, в образцах стали 17Х2М после имитации процесса сварки в наиболее проблемной зоне ЗТВ (особенно в I) при переходе от минимальной к максимальной скорости охлаждения происходит изменение прежде всего фазового состава металла ЗТВ (от бейнитно-ферритной при $w_{6/5} = 2,5$ °C/с до бейнитно-мартенситной структуры при $w_{6/5} = 20$ °C/с), что сопровождается увеличением объемной доли нижнего бейнита в результате уменьшения верхнего бейнита и возрастания микротвердости по всем зонам ЗТВ. Кроме того, происходит общее измельчение структуры и субструктуры, увеличение плотности дислокаций при одновременном уменьшении их градиентов вдоль границ.

Экспериментальная база данных (оптическая, аналитическая растровая, просвечивающая элек-



тронная микроскопия) позволила оценить вклад каждого из структурных параметров в изменение прочностных свойств ($\sigma_{0,2}$, рис. 4) и свойств пластичности (K_{1c} , рис. 5). При этом принимали, что общее (интегральное) значение $\sigma_{0.2}$, согласно зависимости Арчарда [18], является суммарным значением, состоящим из ряда составляющих, а именно: σ_0 — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса-Набарро) [19]; Δσ_{т.р} — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение) [20]; $\Delta \sigma_{3}$, $\Delta \sigma_{c}$ упрочнения за счет изменения величины зерна и субзерна, согласно зависимости Холла-Петча (зернограничное и субструктурное упрочнение) [18, 21–23]; $\Delta \sigma_{\Pi}$ — упрочнение за счет перлита ловленное междислокационным взаимодействием [24, 25]; $\Delta \sigma_{\pi v}$ — упрочнение за счет дисперсных частиц по Орованну (дисперсионное упрочнение) [26, 27].

Сравнение изменения механических (прочностных) свойств по ЗТВ (при аналитической оценке



вклада различных параметров структуры, рис. 4, *a*, *b*) показывает, что общий уровень $\sigma_{0,2}$ (рис. 4, *c*) по всем участкам ЗТВ при увеличении скорости охлаждения повышается примерно на 30 %, что связано с возрастанием в основном вклада субзеренного ($\Delta \sigma_c$) упрочнения в структурах Б_н ($\Delta \sigma_c \sim$ 240...280 МПа). Минимальный вклад в упрочнение вносит зеренная структура ($\Delta \sigma_3 \sim 80$ МПа), незначительно превышает это значение вклад в $\sigma_{0,2}$ от дислокационной структуры ($\Delta \sigma_{\rm g} \sim 100...110$ МПа, что составляет менее 10 % общего уровня $\sigma_{0,2}$). Зеренное упрочнение ($\Delta \sigma_3 \sim 180$ МПа) превалирует в IV зоне ЗТВ.

Таким образом, экспериментально-аналитический анализ свидетельствует о возрастающем влиянии структуры (особенно $Б_{\rm H}$) на улучшение прочностных свойств по ЗТВ высокопрочной стали 17Х2М, особенно по мере повышения скорости охлаждения в процессе сварки.

Поскольку оценка механических свойств по формирующимся структурам позволяет выявить структурные параметры, влияющие на снижение, либо повышение свойств металла сварных соединений, то, используя принятый подход, появ-

> ляется возможность прогнозировать механические свойства соединений в зависимости от структурного состояния свариваемых материалов [28–30].

> Пример такого прогнозирования для высокопрочных сталей по наиболее значимым структурным параметрам приведен на рис. 6. Из рисунка видно, как может изменяться $\sigma_{0,2}$ для стали в зависимости от величины зерна D₃, субзерна d_c, плотности дислокаций ρ, размеров и эффективного расстояния между частицами фазовых выделений λ_и и содержания перлитной составляющей П. Наибольший вклад в приращение $\sigma_{0.2}$ $(\Delta \sigma_{0,2})$ вносят частицы фазовых выделений, измельчение зерна и субзерна. Причем максимальные значения приращения $\Delta \sigma_{0,2}$ (более 100 МПа) могут быть получены при измельчении зерна до 10 мкм и менее и субзерна до порядка 1 мкм. Что касается дисперсионного упрочнения, то наибольший эффект дают дисперсные частицы до 1 мкм, а именно частицы порядка 0,1 мкм и менее.

> Второй этап структурно-аналитического исследования влияния структуры на свойства соединений высокопрочной стали связан с анализом картины зоны распределения и локализации деформации ε_n , а также внутренних напря-





Рис. 4. Гистограммы и секторные диаграммы (a, e), отражающие дифференцированный вклад отдельных структурных параметров (величины зерна, субзерна, плотности дислокаций, фазовых выделений) в приращение предела текучести $\Delta \sigma_{\rm T}$ и общее (интегральное) изменение $\sigma_{\rm T}$ (δ, e) по всем зонам ЗТВ, для минимальной ($w_{6/5} = 2,5$ °C/с — a, δ) и максимальной ($w_{6/5} = 20$ °C/с — e, e) скоростей охлаждения: $1 - \sigma_{\rm T} \max; 2 - \sigma_{0,2 \text{ испыт}}; 3 - \sigma_{\rm T} \max; 4 - \sigma_{\rm T} \min$

AUTRADUCTIC

жений $\tau_{\rm BH/n}$ — концентраторов внутренних напряжений для оценки уровня этих напряжений относительно теоретической прочности материала. Кроме того, анализировалась динамика изменения (ε_n ; $\tau_{\rm BH/n}$) в зависимости от условий охлаждения сварного соединения и последующего внешнего силового воздействия на металл ЗТВ $P_{\rm BHEM}$. Поставленная задача имеет ключевое значение, поскольку процессы замедленного разрушения и трещиностойкость непосредственно связаны с формированием концентраторов внутренних напряжений, т. е. очагов зарождения и распространения трещин [31]. Такая задача решается с учетом реальных картин распределения и оценки плотности дислокаций в структурах различного типа.

Изменения внутренних напряжений $\tau_{\rm BH/n}$, градиентов этих напряжений $\Delta \tau_{\rm BH/n}$, уровня локализованной деформации ε_n в зависимости от типа формирующихся структур оценивали по известным зависимостям для $\tau_{\rm BH}$ [32]:

$$\tau_{\rm pu} = Gbh\rho/\pi(1-\nu),$$

где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги (2·10⁻⁵ см); v — коэффициент Пуассона.



Рис. 5. Вероятностное изменение показателя K_{1c} в термообработанной по ТЦС стали 17Х2М (І участок) в результате внешнего силового воздействия на металл: $1 - w_{6/5} = 2,5$; 2 - 20 °C/c



Рис. 6. Изменение предела текучести $\sigma_{0,2}$ термообработанной по ТЦС стали 17Х2М в зависимости от структурно-фазовых параметров: *1* — дисперсионное упрочнение; *2* — субзеренное; *3* — зернограничное; *4* — дислокационное; *5* — перлитное

Локализованную деформацию є_л определяли по зависимости Конрада [33]:

$$\varepsilon_{\pi} = \alpha_1 \rho b S,$$

где α_1 — коэффициент, связывающий деформацию растяжения со сдвиговой деформацией, равный 1,4; *S* — среднее расстояние перемещения дислокаций в процессе нагружения, которое практически соответствует параметрам субструктуры [34].

Экспериментальные данные относительно характера распределения дислокаций, их плотности в дислокационных скоплениях, а также полученные на их основе расчетные значения уровня локализованных в этой зоне внутренних напряжениях в привязке к структурам (нижний и верхний бейнит, феррит, мартенсит и т. п.), формирующимся в металле ЗТВ сварных соединений, представлены на рис. 7.

Так, для структур верхнего и нижнего бейнита (как наиболее характерных для стали структурных составляющих) установлено следующее. Наиболее плотные и протяженные (~ 1,2...3 мкм) дислокационные скопления с высокой плотностью дислокаций ($\rho \sim (8...9) \cdot 10^{10}$ см⁻²) формируются преимущественно вдоль сплошных цементитных пластин, направленных по границам верхнего бейнита, вследствие чего концентраторы напряжений в структурах такого типа формируются преимущественно по границам зерен, а значения локализованных вдоль границ напряжений $\tau_{\rm вн}$ и деформаций $\varepsilon_{\rm л}$ имеют порядок $\tau_{\rm вн} =$ = 1500...1700 МПа, что соответствует примерно



Рис. 7. Расчетные значения внутренних напряжений $\tau_{\rm BH}$, формирующихся в зонах локализации $\overline{\rm B}_{\rm B}$, $\overline{\rm B}_{\rm H}$, Φ , и границ их сопряжений в участке полной перекристаллизации стали 17Х2М при различных скоростях охлаждения: $a - w_{6/5} = 2.5$; $\delta - 20$ °C/c

_{ор} (значения теоретической прочности) и є_л $0,2\tau_{\rm T}$ до 40% (см. рис. 3, а). Напротив, дислокационные скопления в структурах нижнего бейнита отличаются значительно меньшей протяженностью (l ~ ~ 0,4...0,7 мкм), распределены по внутреннему объему реек бейнита (в соответствии с расположением карбидов в структуре) и, кроме того, плотность дислокаций в таких скоплениях существенно уменьшается (до $\rho \sim 2...4 \cdot 10^{10}$ см⁻²), что способствует не только рассредоточению, но и уменьшению как уровня внутренних напряжений в зонах до т_{вн} = 370...740 МПа локализации ИХ (~ 0,04...0,09т_{теор}), так и локализованной деформации ε_п ~ 10...20 % (см. рис. 3, в).

Кроме того, следует отметить, что наиболее высокие значения локальных внутренних напряжений $\tau_{\rm BH}$, их градиентов $\Delta \tau_{\rm BH}$ и областей локализации деформации $\varepsilon_{\rm n}$ наблюдаются, как правило, в зоне сопряжения крупнозернистых, существенно отличающихся по физическим характеристикам фа-

AUTROCONTERINGCARE



Рис. 8. Взаимосвязь между структурой, внутренними напряжениями (как функции мощности и длины концентратора) (*a*) и хрупким (*б*), вязким (*в*) характером разрушения (×240)

зовых составляющих, например: бейнит верх-





ний/феррит ($\Delta \tau_{B_{B}} = 1600 \text{ M}\Pi a; \epsilon_{\pi} \sim 40 \%$) и т. д. (рис. 7, *a*). Наиболее однородное распределение и сравнительно равномерное по величине τ_{BH} наблюдается, чт людается при формировании мелкодисперсных структур преимущественно нижнего бейнита и отпущенного мартенсита $\tau_{M} = 1900 \text{ M}\Pi a, \Delta \tau_{M/b_{H}} = 400...900 \text{ M}\Pi a, \epsilon_{\pi} \sim 10...20\%$ (рис. 7, *б*).

Таким образом, сопоставление результатов экспериментальных исследований и соответствующая аналитическая их оценка показывают, что распределение остаточных локальных внутренних напряжений и деформаций в значительной степени зависит от структурно-фазового состояния металла шва и ЗТВ. Высокоградиентные концентраторы внутренних напряжений характерны для металла ЗТВ сварных соединений стали 17Х2М, сварка которых осуществлялась на пониженных режимах ($w_{6/5} = 2,5$ °C/с). Картина усугубляется и тем, что в данном случае увеличивается объемная доля проблемной (с точки зрения формирования концентраторов напряжений) структуры, а именно - структуры верхнего бейнита. Кроме того, зона с формированием резких градиентов внутренних напряжений $\Delta \tau_{_{\rm BH}}$, являющихся потенциальными очагами зарождения и распространения трещин, являются в данном случае и области смежных микрообъемов бейнита и ФО (рис. 7, а).

Другой вопрос, имеющий особое практическое значение: каким образом локализованные остаточные напряжения изменяются в условиях внешнего нагружения и структуры какого типа будут способствовать пластической релаксации (путем дислокационного скольжения и поворотов структурных элементов) и, таким образом, пластическому «сбросу» нарастающих внутренних напряжений в этих условиях, а какие структуры спровоцируют резкое возрастание локальных напряжений до критического уровня, т. е. значения теоретической прочности, с последующим хрупким разрушением. Следует подчеркнуть, что реализация того, либо другого механизма релаксации напряжений зависит не только от мощности локального концентратора внутренних напряжений $\Delta \tau_{\rm BH/\pi}$, но и от длины концентратора $L_{\rm KOHII}$. Так, при его незначительной протяженности (около 1 мкм), что характерно прежде всего для структур нижнего бейнита, концентратор, обычно заблокированный препятствиями (фазовыми выделениями, суб- и межзеренными границами и т. п.), как правило, способствует фрагментации струк-

туры. Именно факт фрагментации, т. е. диспергирование структуры, расширяет возможности пластической релаксации, поскольку к обычным дислокационным механизмам к «сбросу» напряжений подключается дополнительный — ротационный механизм, весьма активно, как правило, работающий за счет облегченности разворотов фрагментированных мелкодисперсных структур.

В случае формирования концентраторов внутренних напряжений значительной протяженности $(L_{\text{конц}} > 5...10 \text{ мкм})$, что отмечено для структур верхнего бейнита, зарождение, рост трещин и последующее за ним хрупкое разрушение реализуется практически беспрепятственно. Эти процессы проиллюстрированы на диаграмме (рис. 8, *a*), на которой представлено изменение протяженности концентратора внутренних напряжений в различных структурных составляющих и смена характера разрушения (хрупкий, рис. 8, *б*, либо вязкий излом, рис. 8, *в*) в зависимости от этих факторов.

Выполненные оценки т_{вн/л} для обозначенных выше структур металла ЗТВ, формирующихся при различных скоростях охлаждения ($w_{6/5} = 2,5$ и 20 °C/с) и их динамики в поле внешних нагружений Р_{внеш} при переходе от состояния непосредственно после сварки P_0 до $P_{\text{внеш}} \sim 0.8 \sigma_{\text{в}}$ показали следующее. При условиях, когда сварные соединения охлаждаются с низкими скорос- $(w_{6/5} = 2,5 \text{ °C/c})$, наиболее критичными тями структурными зонами являются зоны сопряжения верхнего бейнита с ферритом. В состоянии после сварки уровень $\tau_{_{BH/\! \pi}}$ в них достигает примерно 1700 МПа (0,2т_{теор}). При последующем внешнем нагружении ($P_{\text{внеш}} \sim 0.8\sigma_{\text{в}}$) значение локальных напряжений в соответствующих зонах резко возрастает до значений примерно 8400 МПа, т.е. достигает уровня теоретической прочности, что может приводить к зарождению, росту трещин и соответственно к хрупкому разрушению (рис. 8, б). Наиболее критическими с точки зрения замедленного разрушения зонами в условиях, когда w_{6/5} = 20 °C/с — зоны, где верхний бейнит граничит с мартенситом и $\Delta \tau_{_{BH/\pi}}$ достигает примерно 2200 МПа (0,27 $\tau_{\text{теор}}$), то при аналогичном внешнем нагружении ($\widetilde{P}_{\text{внеш}} \sim 0.8\sigma$) только в указанных зонах уровень т_{вн} может приближаться к значению теоретической прочности. Поскольку объемная доля таких зон в металле ЗТВ составляет около 5 %, то вероятность хрупкого разрушения в таком металле небольшая — в основном наблюдается квазихрупкое или вязкое разрушение (рис. 8, в). Этот факт дополнительно свидетельствует о положительном влиянии структур, формирующихся в условиях повышения скоростей охлаждения (особенно это относится к возрастанию доли нижнего бейнита) на повышение свойств пластичности соединений высокопрочных низколегированных сталей.

Выводы

 Исследования структурно-фазового состояния металла сварных соединений закаливающихся низколегированных высокопрочных сталей, формирующегося при разных скоростях охлаждения и аналитическая оценка их влияния на механические свойства показали, что наибольший вклад в повышение предела текучести σ_{0,2} металла ЗТВ стали 17Х2М вносит субструктура, обусловленная в значительной степени фрагментацией нижнего бейнита, а минимальный — зеренная структура.

2. На базе структурно-аналитических оценок сделан прогноз возможных путей повышения прочностных характеристик сварных соединений за счет регулирования их структурно-фазового состава.

3. По характеристикам распределения и плотности дислокаций проанализированы процессы формирования зон локализации деформации и концентраторов внутренних напряжений в зависимости от типа формирующихся при различных режимах сварки (w_{6/5}) структур и значений последующего внешнего нагружения. Показано, что наиболее высокий уровень локальных внутренних напряжений характерен для зон, где наблюдается градиент структур (феррит/верхний бейнит и др.). Максимальная плотность и протяженность таких зон — концентраторов напряжений наблюдается при использовании режимов, которые обеспечивают низкую ($w_{6/5} \le 5 \text{ °C/c}$) скорость охлаждения сварного соединения, что связано с более высоким содержанием в структуре металла ЗТВ стали 17X2М верхнего бейнита и общего увеличения размеров зерен.

4. В условиях внешнего нагружения уровень локальных внутренних напряжений (особенно в зонах сопряжения со структурами верхнего бейнита) достигает уровня теоретической прочности.

- 1. Автоматическая электродуговая сварка / Под ред. Е. О. Патона. Киев: Машгиз, 1953. 396 с.
- Высокопрочная сталь / Под ред. Л. К. Гордиенко. М.: Металлургия, 1965. — 256 с.
- Гудремон Э. Специальные стали / Пер. с нем. М.: Металлургиздат, 1959. — Т. 1. — 801 с.; Т. 2. — 1638 с.
- Гольдитейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов: Учеб. пособие для вузов. — М.: Металлургия, 1986. — 312 с.
- Жербин М. М. Высокопрочные строительные стали. Киев: Будівельник, 1974. — 159 с.
- Низкоуглеродистые мартенситные стали / Р. И. Энжин, Л. М. Клейнер, Л. И. Коган, Л. Д. Полинина // Изв. АН СССР. Сер. Металлы. — 1979. — № 3. — С. 114–120.
- 7. Потак Я. М. Высокопрочная сталь / Под ред. М. Л. Бернштейна. — М.: Металлургия, 1972. — 207 с. — (Сер. Успехи современного металловедения).
- Dahl W. Prufung dez Schweisseigung und Zahigxeit von Druckbehalterstahlen // Der Stahlbau. — 1974. — 43, № 6. — S. 190, 191.

ADDREAD ADDREAD

- Ito Y., Bessyok. Weldability formula of high strength steels related to heat-affected-zone cracking. — [1968]. — P. 981-991. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-576–68).
- Coe F. R. Welding steel without hydrogen cracking. The Welding Inst.: Abington Hall, 1973. — 68 p.
- 11. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. М.: Машиностроение, 1981. 247 с.
- Макаров Э. Л., Чабуркин В. Ф., Лившиц Л. С. Выбор технологии сварки, обеспечивающий стойкость сварных соединений против образования холодных трещин // Свароч. пр-во. 1972. № 8. С. 30–32.
- Гривняк И., Питрунова М., Заяц Я. Измерение и расчет максимальной твердости околошовной зоны сварных соединений конструкционных сталей // Применение математических методов при изучении свариваемости: Докл. II симпоз. СЭВ. — София, 1983. — Ч. 2. — С. 213–221.
- 14. *Влияние* реактивных напряжений на образование трещин в корне шва при сварке высокопрочных сталей / Н. SaSaki, K. Watanabe, S. Kirihare, T. Onuta // J. Japan Welding Soc. — 1974. — **43**, № 1. — Р. 3–14.
- 15. Касаткин О. Г., Мусияченко В. Ф. Расчет режима сварки высокопрочной стали // Автомат. сварка. 1977. № 10. С. 11–5.
- 16. Касаткин О. Г., Зайффарт П. Интерполяционные модели для оценки фазового состава зоны термического влияния при дуговой сварке низколегированных сталей // Там же. — 1984. — № 1. — С. 7–11.
- Касаткин О. Г. Расчет режимов сварки и свойств сварных соединений низколегированных сталей повышенной прочности. — Киев: Об-во «Знание» УССР, 1987. — 24 с.
- Сузуки Х. О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.
- Эшби И. Ф. О напряжении Орованна // Физика прочности и пластичности. М.: Металлургия, 1972. С. 88–107.
- Гольдитейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986. 307 с.
- 21. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение те-

чения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Л. К. Гордиенко. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.

- 22. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // То же. С. 11–40.
- 23. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. 1953. 173, № 1. P. 25–28.
- Orowan E. Dislocation in Metals. New York: AIME, 1954. — 103 p.
- Ashby M. F. Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — 23. — P. 118–177.
- Келли А., Николсон Р. Дисперсное твердение. М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
- Ebelling R., Ashby M. F. Yielding and flow of two phase copper alloys // Phil. Mag. — 1966. — 13, № 7. — P. 805–809.
- 28. Критерий оценки механических свойств соединений разнородных материалов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова // Сб. междунар. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», 16–20 сент. Кацивели, Крым. Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2002. С. 107–113.
- Структурный подход к оценке механических свойств в ЗТВ соединений сталей и сплавов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк и др. // Там же. — 2004. — С. 174–179.
- Структурные факторы, определяющие свойства прочности, пластичности и разрушение сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Там же. 2008. В печати.
- Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. М.: Машиностроение, 1974. — 368 с.
- Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинаций / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова, Э. В. Козлов. — Л.: Изд-во ЛФТИ, 1986. — 116 с.
- 33. Conrad H. Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel // Acta Metallurgica. 1963. № 11. P. 75–77.
- 34. Кэ А. С. Прямое наблюдение несовершенств в кристаллах. — М.: Металлургия, 1964. — 160 с.

Structural-phase transformations in samples of high-strength low-alloy 17Kh2M steel were studied when using different cooling rates simulating different processes of their welding and subsequent deformation at increase of external load. Analytical evaluation of the specific contribution of structures formed in the welding zone to mechanical property values, as well as distribution of deformations, residual inner stresses and their gradients localized along the boundaries of structural-phase components, was made.

AUTOMATICATION

Поступила в редакцию 17.12.2008

РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ПРОДОЛЬНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ УДАЛЕНИЕ КАПЛИ С ТОРЦА ЭЛЕКТРОДА, ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ

А. Д. РАЗМЫШЛЯЕВ, д-р техн. наук, М. В. МИРОНОВА, инж. (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Разработана математическая модель процесса удаления капли с торца электрода при дуговой наплавке в продольном магнитном поле. Показано, что для ее удаления торца электрода при определенном значении радиальной компоненты индукции в зоне капли необходим импульс поля соответствующей длительности.

ADDREADTHICKAST

Ключевые слова: дуговая наплавка, продольное магнитное поле, оптимальные параметры, расчетная модель, коэффициент расплавления проволоки

Как следует из работ [1-3], при дуговой наплавке с воздействием продольного магнитного поля (ПРМП) значительно повышается коэффициент расплавления электрода, а вследствие этого, производительность процесса наплавки. Это связано с уменьшением размеров электродных капель в осевом направлении при вращении их под воздействием ПРМП и улучшением условий передачи тепла дуги торцу плавящегося электрода [3, 4]. В работе [5] расчетным путем определено значение только одной интегральной электромагнитной силы (силы Лоренца), обусловливающей вращение капли вокруг продольной оси электрода. На наш взгляд, необходим расчетный метод, учитывающий действие на каплю и других сил, которые возникают в капле либо воздействуют на нее при дуговой наплавке в ПРМП, что позволит обоснованно выбрать параметры ПРМП, обеспечивающие удаление капель с торца электрода, и повысить производительность процесса наплавки. Настоящая работа посвящена решению этой задачи.

Из работы [6] следует, что вращение капли на торце электрода из ферромагнитных материалов при дуговой наплавке (сварке) с воздействием ПРМП обусловлено электромагнитными силами в металле капли, возникающими от взаимодействия радиальной компоненты индукции ПРМП с осевой компонентой плотности тока в капле. Исходя из работы [7], радиальной компонентой плотности тока в капле можно пренебречь. Поэтому в расчетах учитываем указанные компоненты индукции ПРМП и плотность тока в капле.

При решении задачи учитываем, что для режимов, используемых при наплавке [8–10], максимальный диаметр капли не превышает диаметра электрода и капля к моменту отрыва имеет вид полусферы.

Для решения указанной задачи воспользуемся методом баланса интегральных сил, целесообразность использования которого для решения таких задач обоснована в работе [11].

Исходим из того, что при дуговой наплавке с воздействием ПРМП капля удаляется с торца электрода, если при вращении ее вокруг оси (вертикальной, совпадающей с осью электрода) нарушается равновесие сил. Учитываем действие четырех сил — поверхностного натяжения $F_{\rm n.H}$, центробежных $F_{\rm цб}$, электромагнитных сил (объемных) от воздействия ПРМП $F_{\rm эм}$ и электромагнитных F_r (объемных, сжимающих каплю в радиальном направлении), которые возникают в капле при протекании в ней тока наплавки.

Примем, что на плоском торце цилиндрического электрода жидкая капля имеет форму полусферы, у которой в горизонтальной плоскости (ортогональной к оси электрода) главный радиус кривизны равен радиусу электрода ($r_1 = d_3/2$), а в любой плоскости, проходящей через вертикальную ось *z*, главный радиус кривизны $r_2 = r_1$ (рис. 1, *a*). Выделим элемент слоя жидкой капли высотой *h*, примыкающей к твердому плоскому торцу электрода радиусом $r_1 = d_3/2$ в виде сектора с углом φ (рис. 1, δ).

Как показали предварительные расчеты (оценки), максимальные значения сил трения между жидкой вращающейся каплей и твердой поверхностью торца электрода S_1 , а также сил трения между участками жидкости (в случае отрыва этого участка) по поверхностям S_2 , препятствующие движению (вращению) капли или отрыву выделенного участка капли с углом φ (рис. 1, δ) пренебрежимо малы по сравнению с другими силами, действующими на каплю. В связи с этим учитываем действие сил $F_{п.H}$, F_{10} , F_{200} и F_r (рис. 1,

© А. Д. Размышляев, М. В. Миронова, 2009



Рис. 1. Расчетная схема для вращения жидкой капли при наплавке с воздействием ПРМП (объяснения см. в тексте)

б), под действием которых находится выделенный участок (элемент) жидкой капли.

Целью расчета является определение такого уровня индукции B_r в зоне выделенного участка капли, при котором произойдет отрыв участка в направлении радиуса r, т. е. удаление капли. При этом считаем, что рассматривается процесс вращения капли от начала действия полуволны ПРМП прямоугольной формы с неизменными значениями индукций B_z и B_r . Полагаем также, что на предыдущей полуволне ПРМП капля была удалена и не нужно затрачивать усилия на ее торможение. Она разбивается на одинаковые по размеру элементы, на каждый выделенный элемент жидкой капли с углом φ действуют четыре указанные силы.

Капля, как и каждый ее элемент с малым значением угла ϕ , начинает вращаться равноускоренно (с постоянным угловым ускорением). Если уровень индукции B_r , а также связанный с этим уровень индукции B_z будет больше некоторого предельного, то равновесие сил, спроектированных на ось r, нарушится и капля удаляется центробежной силой с торца электрода.

При расчетах необходимые значения величин определяются по следующим формулам:

площадь поверхности капли

$$S_1 = \frac{\phi \pi}{360} r_1^2 \left[M^2 \right]$$
 (1)

(в этой и во всех других формулах угол измеряется в градусах);

$$S_2 = r_1 h \,[\mathrm{m}^2],$$
 (2)

$$S_3 = \frac{2\pi r_1 \varphi}{360} h \,[\text{m}^2]; \tag{3}$$

объем рассматриваемого элемента капли с углом ф

$$V = S_1 h [M^3];$$
 (4)

сила поверхностного натяжения по закону Лапласа

$$F_{_{\Pi,\mathrm{H}}} = \sigma \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right) S_3 \, [\mathrm{H}], \tag{5}$$

где σ — поверхностное натяжение жидкой капли, $H/{\mbox{\scriptsize M}}.$

Плотность электромагнитных сил от воздействия индукции *B*_{*r*} ПРМП при протекании в капле тока наплавки *I*_н составляет

$$F_{_{\rm SM}} = \frac{4I_{\rm H}B_r}{\pi d_2^{-2}} \, [{\rm H/M}^3].$$
(6)

Азимутальная электромагнитная сила, действующая на элемент капли, равна

$$F'_{\mathcal{H}} = F_{\mathcal{H}} V[H]. \tag{7}$$

Под действием *F* '_{эм} в элементе капли возникает центробежная сила

$$F_{\rm u\delta} = \rho V \frac{v^2}{r_3} [\rm H], \qquad (8)$$

где ρ — плотность жидкой капли, кг/м³; v — скорость вращения элемента капли (в центре элемента, на расстоянии $r^3 = 2/3r_1$), м/с.

Плотность электромагнитной силы, сжимающей каплю, составляет [11]

$$F_{r} = \frac{\mu_{0} l_{\rm H}^{2} r}{2\pi^{2} r_{1}^{4}} [{\rm H/m}^{3}], \qquad (9)$$

где *r* — текущий радиус, м.

A DURACOULTURACEARE

Электромагнитная сила, сжимающая каплю в радиальном направлении, возникает в элементе капли при протекании в ней тока наплавки:

$$F'_{r} = F_{r}V[H]. \tag{10}$$

Скорость вращения капли v (точка A, рис. 1, в) определим из условия равноускоренного движения

$$v = \sqrt{2La} \left[\mathbf{M/c} \right]. \tag{11}$$

Путь «разгона» центра выделенного объема капли (точка *A*, рис. 1, *в*) составляет

$$L = \frac{2\varphi\pi}{360}r_3 = \frac{4\varphi\pi}{3\cdot360}r_1; \ r_3 = \frac{2r_1}{3}.$$
 (12)

Ускорение под действием азимутальной электромагнитной силы $F'_{_{\rm ЭМ}}$ определим из соотношений

$$F'_{\rm 9M} = F_{\rm 9M}V; \ F_{\rm 9M} = \frac{4I_{\rm H}B_r}{\pi d_9^2}; \ F'_{\rm 9M} = \rho Va; \ a = \frac{4I_{\rm H}B_r}{\pi d_9^2 \rho}.$$
(13)

Тогда

$$v = \sqrt{2La} = \sqrt{\frac{16\varphi I_{\rm H}B_r}{3\cdot 360d_2\rho}}.$$
 (14)

Капля будет удалена с торца электрода, если проекция всех радиальных сил, действующих на ее элемент (рис. 1, δ) и на ось r, больше нуля (рис. 1, s)

$$F_{\rm uf} - F_{\rm n.H} - F'_{r} > 0 \tag{15}$$

ИЛИ

$$V\rho \frac{v^2}{r_3} - \sigma \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2}\right) S_3 - F'_r > 0.$$
(16)

Из выражения (16) находим

$$v = \sqrt{\frac{[\sigma(1/r_1 + 1/r_2)S_3 + F'_r]r_3}{V\rho}}.$$
 (17)

Приравняв правые части выражений (14) и (17), получим

$$\frac{16\varphi I_{\rm H}B_r}{3\cdot 360d_2} = \frac{[\sigma(1/r_1 + 1/r_2)S_3 + F'_r]r_3}{V}.$$
 (18)

С учетом того, что $r_3 = d_3/3$, $r_1 = d_3/2$, и приняв в формуле (9) значение $r = r_1 = d_3/2$, определяем

$$F_{r} = \frac{4\mu_{0}f_{H}^{2}}{\pi^{2}d_{2}^{3}}, F_{r}' = F_{r}\frac{V}{2} = \frac{\mu_{0}f_{H}^{2}\phi h}{2\pi d_{2}\cdot 360}.$$

Правую часть в уравнении (18) можно упростить с учетом, что

$$S_3 = \pi d_2 \varphi h / 360, \ V = \pi d_2 \varphi h / 4.360,$$

$$\frac{\left[\sigma(1/r_1+1/r_2)S_3+F'_r\right]r_3}{V} = \frac{4\left[\sigma(1/r_1+1/r_2)\pi d_3^2 + \frac{\mu_0 I_{\rm H}^2}{2\pi}\right]}{3\pi d_3}.$$

Приравняв это выражение к левой части уравнения (18), получим формулу для вычисления минимального значения B_r , необходимого для удаления капли с торца электрода

$$B_{r} = \frac{360[\sigma(1/r_{1} + 1/r_{2})\pi d_{3}^{2} + \frac{\mu_{0}I_{\rm H}^{2}}{2\pi}]}{4\varphi I_{\rm H}\pi d_{3}},$$
(19)

и угла поворота капли при ее удалении

$$\varphi = \frac{360[\sigma(1/r_1 + 1/r_2)\pi d_3^2 + \frac{\mu_0 I_{\rm H}^2}{2\pi}]}{4I_{\rm H}B_r\pi d_3}.$$
 (20)

Время, необходимое для «разгона» капли при вращении ее со скоростью v и удаления ее импульсом ПРМП (длительность импульса) при t = 2L/v с учетом значений L и v из формул (12) и (14), составляет

$$t_{\min} = \sqrt{\frac{\phi}{360} \frac{d_3^3 \rho}{3I_{\rm H} B_r}}.$$
 (21)

Подставив значение угла ϕ , вычисленное по (20), в выражение (21), получим оценку минимальной длительности импульса ПРМП, необходимой для удаления капли с торца электрода

$$t_{\min} = \frac{d_{3}\sqrt{\rho}}{2\sqrt{3\pi}I_{H}B_{r}}\sqrt{\sigma(1/r_{1}+1/r_{2})\pi d_{3}^{2} + \frac{\mu_{0}I_{H}^{2}}{2\pi}}.$$
 (22)

Из (22) следует, что длительность импульса tПРМП зависит от значений d_3 , $I_{\rm H}$, B_r , r (а также от σ , r_1 , r_2). В качестве положительного момента следует отметить, что в формулы (20)–(22) не входит параметр h.

По формуле (22) определяем минимальное время действия импульса с индукцией B_r ПРМП, необходимое для удаления капли при дуговой наплавке электродом заданного диаметра d_3 и определенного тока наплавки $I_{\rm H}$ с целью повышения коэффициента расплавления $\alpha_{\rm p}$ электродной проволоки.

Из формулы (22) сделана оценка минимального уровня индукции, необходимого для удаления капли:

$$B_{r_{\min}} = \frac{d_{\mathfrak{I}}\sqrt{\rho}}{2\sqrt{3\pi}I_{\mathfrak{H}}t} \sqrt{\sigma(1/r_1 + 1/r_2)\pi d_{\mathfrak{I}}^2 + \frac{\mu_0 I_{\mathfrak{H}}^2}{2\pi}}.$$
 (23)

Из выражений (22) и (23) следует, что произведение параметров $B_r t$, обеспечивающих удаление капли с торца электрода, является величиной постоянной для принятых в расчетах значений d_3 , $I_{\rm H}$, ρ , σ .

При вычислении параметров $B_{r\min}$ и t_{\min} наибольшей неопределенностью отличается поверхностное натяжение металла капли. Известно, что при температуре кипения $T_{кип}$ оно практически равно нулю. Чтобы оценить влияние σ на указанные параметры ПРМП выполняли расчеты при

AUTOMATICATICATICATIC

σ = 1 Н/м и σ = 0. В расчетах принимали угол $φ = 36^\circ$, высоту слоя h = 2 мм, плотность металла жидкой капли $ρ = 7 \cdot 10^{-3}$ кг/м³; $r_1 = r_2 = 2 \cdot 10^{-3}$ м. Следует отметить, что в зоне капли на торце электрода из ферромагнитного материала B_r составляет 20...30 % осевой компоненты индукции B_z ПРМП [6]; в расчетах $B_r = 0.2B_z$.

Определена длительность импульса ПРМП, удаляющего электродную каплю t_{min} при минимальной, но достаточной для повышения α_p электрода индукции $B_r = 12 \cdot 10^{-3}$ Тл [6], при изменении значений тока наплавки $I_{\rm H}$ ($d_{\rm 9} = 4 \cdot 10^{-3}$ м). Результаты расчетов показали (рис. 2, *a*), что $t_{\rm min}$ при увеличении $I_{\rm H}$ уменьшается. В диапазоне значений тока наплавки $I_{\rm H} = 300...1000$ А, наиболее широко применяемом при наплавке проволокой



Рис. 2. Зависимость длительности импульса t_{\min} ПРМП от тока наплавки (при $d_9 = 4 \cdot 10^{-3}$ мм, $B_r = 12 \cdot 10^{-3}$ мТл (*a*)), индукции ПРМП B_r (при $d_9 = 4 \cdot 10^{-3}$ мм, $I_{\rm H} = 500$ A (δ)) и диаметра электрода (при $I_{\rm H} = 500$ A; $B_r = 12 \cdot 10^{-3}$ мТл (*b*)): $I - \sigma = 1$ H/м; $2 - \sigma = 0$

под флюсом, длительность импульса t_{min} изменяется в довольно узких пределах — $t_{\min} \approx$ ≈ $(2,0...3,5)\cdot 10^{-3}$ с. При неизменном значении тока наплавки I_н увеличение индукции B_r способствует уменьшению значений t_{\min} (рис. 2, б). При постоянном значении B_r и $I_{\rm H}$ увеличение диаметра электрода приводит к возрастанию длительности импульса t_{min} (рис. 2, в). Из этого рисунка также следует, что для электродных проволок диаметром $d_{2} = 3...5$ мм, широко применяемых при дуговой наплавке, минимальная длительность импульса ПРМП, необходимая для удаления капли с торца электрода при наплавке, изменяется в указанных ранее узких пределах $t_{\rm min} \approx$ $\approx (2, 0...3, 8) \cdot 10^{-3} \text{ c.}$

Расчеты показали, что влияние σ на $B_{r\min}$ и t_{\min} уменьшается с увеличением $I_{\rm H}$ и уменьшением $d_{\rm 3}$ (при заданном $I_{\rm H}$). Если не учитывать влияние σ (принять $\sigma = 0$), то расчетные значения t_{\min} уменьшаются не более чем на 33 % (кривые 2, рис. 2). Если принять $r_2 = \infty$ (плоская нижняя поверхность капли), то все расчетные данные на рис. 2 будут расположены между кривыми 1 и 2. Таким образом, предложенные формулы (22) и (23) для расчета $B_{r\min}$ и t_{\min} можно применять для оценочных расчетов.

Интерес представляет решение вопроса о том, сможет ли ПРМП промышленной частоты обеспечить удаление капли с торца электрода каждым импульсом индукции длительностью 0,01 с и тем самым повысить значения коэффициента α_p при наплавке.

С этой целью выполнен расчет, в котором предполагается, что после прекращения действия импульса ПРМП и воздействия без паузы импульса ПРМП в противоположном направлении необходимо определить время, затрачиваемое на полное торможение движения капли. При этом, очевидно, что капля при разгоне прошла определенный путь длиной L (угол φ), а при обратном импульсе ПРМП она должна пройти такой же путь (либо угол φ) в обратном направлении.

Расчет выполняли применительно к наплавке проволокой Св-08А (ферромагнетик) диаметром 4 мм при $I_{\rm H} = 500$ А, $B_r = 12$ мТл.

Если представить (как крайний случай), что необходимо осуществить торможение капли обратным импульсом и разгон ее в обратном направлении, то продолжительность ее торможения при частоте ПРМП f = 50 Гц составляет $t = 2,87 \cdot 10^{-3}$ с (рис. 3).

Таким образом, при дуговой наплавке, если частота 50 Гц, то коэффициент расплавления электродных проволок из ферромагнитных материалов повышается.

При киносъемке процесса плавления электродной проволоки открытой дугой обратной поляр-

A DUCEMATURATION OF A



Рис. 3. Схема для учета времени торможения капли при воздействии ПРМП с частотой 50 Гц

ности без воздействия ПРМП и статической обработке кадров подтверждено положение, принятое в расчетной методике о том, что размеры капли в основном не превышают диаметр электрода. При воздействии постоянного и переменного ПРМП частотой 50 Гц торец электрода являлся плоским и на нем имелась тонкая прослойка жидкого металла. Это подтверждает данные, полученные расчетным путем о том, что при воздействии ПРМП как постоянного, так и переменного, в том числе и с частотой 50 Гц, импульсы магнитного поля эффективно удаляют жидкий металл с торца электрода, уменьшают тем толщину жидкой прослойки самым способствуют повышению коэффициента расплавления электродной проволоки [6].

Выводы

1. Разработана математическая модель процесса удаления капли с торца электрода с воздействием ПРМП, которая позволяет расчетным методом определять оптимальные параметры ($B_{r\min}, t_{\min}$) ПРМП, обеспечивающие повышение производительности расплавления электродных проволок при дуговой наплавке.

2. При значении радиальной компоненты индукции $B_{r\min} = 10...12$ мТл в зоне капли для удаления капли с торца электрода необходим импульс ПРМП с минимальной длительностью $t_{\min} = (2...4) \cdot 10^{-3}$ с.

3. При частоте 50 Гц ПРМП возможно удаление капли с торца электрода и соответственно повышение коэффициента его расплавления.

- 1. *Erdman-Jesnitzer F., Feustel E.* Grundlagen des Magnetimpulsschweibens // Schweiben and Schneiden. — 1967. — **19**, № 1. — S. 2–8.
- 2. Болдырев А. М., Биржев В. А., Черных А. В. Повышение производительности расплавления электродной проволоки при сварке в продольном магнитном поле // Свароч. пр-во. 1989. № 4. С. 18–19.
- 3. Болдырев А. М., Биржев В. А., Черных А. В. Особенности плавления электродного металла при сварке во внешнем магнитном поле // Там же. 1991. № 5. С. 28–30.
- 4. Поведение дуги и перенос электродного металла при сварке в продольном магнитном поле / В. Д. Кузнецов, И. В. Малинкин, В. В. Сыроватка и др. // Там же. 1972. № 4. С. 3–4.
- 5. Пацкевич И. Р., Зернов А. В., Серафимов В. С. Влияние продольного магнитного поля на плавление и перенос электродного металла // Там же. 1973. № 7. С. 8–10.
- 6. Размышляев А. Д., Дели А. А., Миронова М. В. Влияние продольного магнитного поля на производительность расплавления проволоки при электродуговой наплавке под флюсом // Автомат. сварка. 2007. № 6. С. 31–35.
- Воропай Н. М., Колесниченко А. Ф., Лунькова О. Н. Электромагнитные силы в каплях при оплавлении цилиндрического электрода дугой // Техн. электродинамика. — 1982. — № 6. — С. 11–15.
- Походня И. К., Костенко Б. А. Плавление электродного металла и взаимодействие его со шлаком при сварке под флюсом // Автомат. сварка. — 1965. — № 10. — С. 16–22.
- 9. Воропай Н. М., Колесниченко А. Ф. Моделирование формы капель электродного металла при сварке в защитных газах // Там же. — 1979. — № 9. — С. 27–32.
- 10. *Численный* метод определения свободной поверхности капель электродного металла при его переносе в магнитном поле сварочных дуг / А. Ф. Колесниченко, Н. М. Воропай, О. Н. Лунькова и др. // Магн. гидродинамика. 1977. № 3. С. 121–126.
- Березовский Б. М. Математические модели дуговой сварки: В 3 т. — Т. 3: Давление дуги, дефекты сварных швов, перенос электродного металла. — Челябинск: Изд-во ЮурГУ, 2003. — 485 с.

A mathematical model of the process of drop separation from the electrode tip in arc surfacing in a longitudinal magnetic field was developed. It is shown that a field pulse of the respective duration is required for drop removal from the electrode tip at a certain value of the radial component of induction in the drop zone.

A DUCCOUNTRACTOR

Поступила в редакцию 25.11.2008

ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ В АТОМНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ ЯПОНИИ (Обзор)

Й. УРАТАНИ, Д. ТАКАНО, М. НАЯМА, Й. ШИМОКУСУ (Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Япония)

Атомная энергетика для получения электроэнергии становится все более значимой с точки зрения будущего энергоресурсов и предотвращения глобального потепления. Гарантия безопасности на атомных электростанциях является очень важным условием. Для повышения надежности усовершенствован процесс изготовления оборудования для атомных электростанций. Одной из наиболее подходящих технологий соединения является электронно-лучевая сварка. Описаны особенности применения электронно-лучевой сварки для ядерного водоводяного реактора атомной электростанции.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, водоводяные реакторы, атомная электростанция, аустенитная нержавеющая сталь, углеродистая сталь, условия сварки, дефект шва, вязкость, свойства сварного соединения, термообработка после сварки

В Японии производство атомной энергии занимает около 30 % общего производства в энергоснабжении. Для устранения выброса радиоактивных материалов в окружающую среду важным и необходимым является повышение надежности применяемых сварочных способов. По этой причине предпринимаются попытки усовершенствования сварочного оборудования, используемого при изготовлении технологического оборудования для АЭС. Одним из наиболее приемлемых способов соединения является электронно-лучевая сварка (ЭЛС), применение которой позволяет повысить качество и надежность оборудования АЭС.

Авторы изучили условия сварки, дефекты шва и свойства сварного соединения применительно к ЭЛС используемого оборудования из аустенитной нержавеющей стали, углеродистой стали и низколегированной стали для водоводяных реакторов (ВВР) АЭС.

Система BBP. Для продления условий эксплуатации материалы, используемые для BBP (рис. 1) АЭС, должны иметь высокие рабочие характеристики такие, как стойкость к радиационному охрупчиванию, коррозионная стойкость, высокотемпературная прочность и т. д. Такими материалами являются углеродистая и низколегированная сталь, аустенитная нержавеющая сталь, сплав 600 и т. д. Сосудами, не защищенными от первичной воды для охлаждения реактора, являются корпус ядерного реактора, парогенератор, компенсатор давления и аккумулятор, расположенные внутри защитной оболочки, а также различные вспомогательные баки вне защитной оболочки. Сосуды, работающие под давлением, выполняются с защитной оболочкой и изготавливаются из низколегированной или углеродистой стали с их внутренней облицовкой нержавеющей сталью. В четырех петлях BBP АЭС находится около 100 комплектов вспомогательных баков, изготовленных из аустенитной нержавеющей стали. Трубопроводы, соединяющие эти сосуды, изготавливают из нержавеющей аустенитной стали. Основные трубы для охлаждения реактора имеют внешний диаметр приблизительно 900 мм и толщину стенки 80 мм. Внутренние части активной зоны ядерного реактора также выполнены из нержавеющей аустенитной стали. Аккумулятор (диаметр 3,5 м, высота 5,2 м, толщина стенки 90 мм) выполнен из углеродистой, а парогенератор (диаметр 2,35 м, толщина стенки 120 мм) — из низколегированной стали.

Сварка оборудования из аустенитной стали. Для применения ЭЛС необходимы точные исследования характеристик сварочного оборудования, а также материалов, возможных дефектов шва и свойств сварного соединения. При проведении испытаний использовали аустенитную нержавеющую сталь типа AISI 304 и AISI 316 с толщиной



Рис. 1. Схема устройства водоводяного реактора АЭС

AUTROCATICHTERCAR

пластины менее 80 мм. ЭЛС выполняли с помощью оборудования мощностью 120 кВт.

Условия ЭЛС. Необходимые условия сварки определяли для пластин из стали AISI 304 толщиной b = 20, 50 и 80 мм при возрастающем напряжении 60 кВ в горизонтальном положении. Сварку проплавлением выполняли с постоянной



Рис. 2. Соотношение скорости сварки с количеством подводимого тепла для пластин различной толщины



Рис. 3. Влияние давления вакуума на форму валика

A DURDMANCHIERCRAFT

фокусной длиной (ФД) с различными токами пучка и скоростями сварки. Качество шва оценивали с помощью радиографического метода и металлографического анализа.

На рис. 2 представлены условия сварки, определяющие количество подводимого тепла и скорость сварки на единицу толщины пластины. При увеличении толщины пластины соответствующий диапазон условий сужается, а скорость падает.

Влияние вакуумного давления. При ЭЛС в сварочной камере, как правило, используют давление вакуума 6,7.10⁻² Па. Тем не менее, электронная пушка с дифференциальной накачивающей системой, используемая в данном испытании, может применяться даже при давлении вакуума в сварочной камере 6,7 Па. С экономической точки зрения желательно использовать сварку с низким вакуумом для снижения времени откачки вакуума (при условии, что уровень вакуума не имеет никакого влияния на характеристики проплавления и качество шва). Для ЭЛС с локальной вакуумной системой [1], как правило, используют низкий вакуум 1,3...6,3 Па. Поскольку считается, что вакуумное давление равное приблизительно 13 Па приведет к резкому изменению глубины проплавления [2], соответственно были выполнены исследования на свариваемость при колеблющемся вакуумном давлении в сварочной камере

в диапазоне 6,7...1,3·10⁻² Па. Макроструктура металла соединений, выполненных в горизонтальном положении при толщине 50 и 80 мм и с частичным проплавлением в нижнем положении при толщине 50 мм приведена на рис. 3. В каждом случае вакуумное давление ниже 6,7 Па позволило получить аналогичные результаты проплавления. Проведено сравнение содержания газа в металле шва с содержанием газа в основном металле. При давлении в сварочной камере в диапазоне 6,7...1,3.10⁻² Па содержание кислорода и азота в металле шва не отличалось друг от друга и было ниже того же содержания кислорода и азота в основном металле. Полученные результаты показали, что вакуумное давление ниже 6,7 Па не влияет на формирование швов при ЭЛС.

Склонность к появлению трещин. Для предотвращения горячего растрескивания при сварке аустенитных нержавеющих сталей, как правило, используют металл шва с содержанием феррита выше 5 % [3, 4]. Тем не менее, содержание феррита в металле шва при ЭЛС, при котором присадочный материал, как правило, не добавляется, зависит от химического состава основного металла. Для определения влияния феррита на растрескивание сварных изде-



Рис. 4. Схемы образцов для испытания швов на растрескивание

Таблица 1. Условия и параметры ЭЛС стали AISI 304 при оценке трещиностойкости швов

Толщина пластины, мм	Положение сварки	Ток пуч- ка, мА	Скорость сварки, мм/мин	Ток фокуса, А (ФД, мм)	РР, мм			
20	Горизонтальное	300	700	0,903 (220)	320			
80	»» »»	500	200	0,755 (670)	470			
80	Нижнее	350	550	0,750 (570)	450			
Примечание. Ускоряющее напряжение 60 кВ, давление вакуума 133,3·10 ⁻² Па.								

лий, полученных ЭЛС, выполнили оценку ряда сплавов. Поскольку содержание (P+S) также влияет на склонность к горячему растрескиванию, в материал, который подлежит оценке, включили два уровня (P+S): 0,03 % (обычный материал) и 0,07 % (верхний предел стандарта). Уровень феррита варьировался на пяти уровнях: 0; 1; 3; 5 и 8 %. Далее к двум видам материалов (AISI 304 и AISI 316) применяли 11 типов материалов с уровнем феррита 0 % и содержанием (P+S), равным 0,45 %, для обеспечения в общем 22 типов материалов для исследования. Форма пластины для испытания показана на рис. 4. Для пластины толщиной 20 мм (рис. 4, а) было выполнено испытание на растрескивание типа FISCO, для пластины толщиной 80 мм — на щелевидное растрескивание. Условия сварки приведены в табл. 1.

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Для пластин толщиной 20 и 80 мм оценку трещин выполняли на шести и пяти образцах соответственно (рис. 5). Для материала AISI 304 с содержанием (P+S), равным 0,045 и 0.03 % трещины во всем диапазоне содержания феррита от 0 до 8 % не наблюдались. У сплавов с содержанием (P+S) = 0.07 % горячие волосяные трещины внутри металла шва обнаруживали на пластинах толщиной 20 мм при уровне феррита ниже 1,1 %. На пластинах толщиной 20 мм трещины в швах с содержанием (P+S) ниже 0,045 %, а также 0,07 % и уровнем феррита ниже 3,8 % не наблюдались. На пластинах толщиной 80 мм трещин также не наблюдалось. Такая разница в склонности к образованию трещин между AISI 304 и AISI 316 связана со структурой кристаллизации, т. е. все материалы AISI 304, у которых микроструктура металла

шва имеет первичные δ-кристаллы, имели в аустенитной матрице ферритную составляющую, которая не влияет на конечный уровень феррита. В то же время материалы AISI в основном имели при кристаллизации аустенитную структуру при конечном содержании феррита ниже 2 % и ферритную составляющую в структуре аустенитной матрицы при конечном содержании феррита приблизительно 4 %.

На рис. 6 приведены результаты испытания на образование трещин в шве, наложенные на диаграмму Моисио [5] для AISI 304 и AISI 316. В отношении влияния на возникновение горячих трещин уровня Cr_{экв}/Ni_{экв}, то оно является практически одинаковым для ЭЛС и дуговой сварки. В то же время с точки зрения влияния содержания



Рис. 5. Влияние содержания (P+S) и феррита в металле швов на склонность их к растрескиванию: a — сталь AISI 304; δ — AISI 316: 1 — (P+S) = 0,07 мас. %; 2 — 0,045; 3 — 0,03

AUTROCATICHTERCAR

37



Рис. 6. Влияние Cr_{3KB}/Ni_{3KB} и (P+S) на склонность к горячему растрескиванию металла швов при сварке стали AISI 304 (O) и AISI 316 (Δ) (темные значки — наличие трещин): *I* — критическая линия для ЭЛС; *2* — критическая по диаграмме Моисио

(P+S) на растрескивание швов следует заметить, что ограничение (P+S) в металле шва для ЭЛС менее жесткое, чем для дуговой сварки. Полагают, что разница в склонности к образованию трещин между ЭЛС и дуговой сваркой состоит в следующем. ЭЛС выполняют за один проход с двухмерным тепловым потоком соответственно напряжение, оказываемое на металл шва, небольшое. Указанные выше результаты показали, что металл шва, полученный ЭЛС, также требует ограничения содержания (P+S) или обеспечения необходимого уровня феррита для предотвращения горячего растрескивания, как и с дуговой сваркой. При реальных условиях сварки более эффективным является контроль содержания (P+S).

Возникновение пористости. При ЭЛС высокое содержание газа в основном металле приводит к возникновению пористости внутри металла шва, для предотвращения которой для стальных материалов необходимо ограничивать содержание кислорода и азота приблизительно до 100 промилле или ниже. Нержавеющая аустенитная сталь, как правило, содержит около 400 промилле азота и приблизительно 75 промилле кислорода в аустенитной структуре, что делает возможным большую растворимость азота, чем для металла с ферритной структурой. У стали AISI 304, использованной для испытаний, содержание азота варьировали в пределах 300, 600, 900 и 1200 промилле и кислорода 50, 75 и 100 промилле. Для изучения влияния толщины пластины и положения сварки для горизонтальной сварки использовали пластины толщиной 20, 50 и 80 мм, а для сварки с частичным проплавлением в нижнем положении — пластину толщиной 80 мм (глубина проплавления около 40 мм). Сварку выполняли с проплавлением, используя условия, характерные для каждой толщины пластины. Результаты испытания для стали AISI 304 приведены на рис. 7. Содержание газа не приводит к возникновению



Рис. 7. Влияние газов на пористость металла швов

пористости при содержании азота ниже 1200 промилле и уровнях кислорода ниже 100 промилле (для пластины толщиной 20 мм), при уровнях азота ниже 900 промилле и уровнях кислорода ниже 50 промилле и уровне азота ниже 600 промилле, уровне кислорода от 50 до 100 промилле (для пластины толщиной 50 мм), уровне азота ниже 600 промилле и уровне кислорода ниже 100 промилле (для пластины толщиной 80 мм). Четкого отличия в возникновении пористости при сварке горизонтальном (для пластины толщиной в 50 мм) и нижнем положении не наблюдалось, хотя последнее считается более благоприятным. Разница в содержании азота между основным металлом и металлом шва составила от 20 до 126 промилле, если содержание азота составляет от 300 до 600 промилле и от 216 до 336 промилле при содержании азота в основном металле около 1200 промилле, что указывает на то, что чем больше содержание азота в основном металле, тем больше раскисление. В то же время содержание кислорода в металле шва снизилось до 23...49 промилле, что приблизительно в 2 раза ниже, чем для основного металла (43...150 промилле). Как упомянуто выше, содержание азота и кислорода в металле шва было меньше, чем у основного металла. Это предполагает, что азот и СО приводят к образованию пористости. Приведенные выше результаты показывают, что в нержавеющей аустенитной стали также необходимо контролировать содержание газа по отношению к толщине пластины для предотвращения пористости.

Свойства сварных соединений, полученных ЭЛС. Содержание таких элементов, как сера, углерод, фосфор, кремний, никель, хром и молибден в основном металле и в металле шва отличается незначительно. Что касается азота и кислорода, их содержание было ниже для металла шва, чем для основного металла. Наблюдалась тенденция сокращения содержания марганца с внешней сто-

A DURDMANCHIERCRAFT

роны. Относительно элементов, отличных от марганца, значительной разницы в их содержании в толщине пластины не наблюдалось.

Прочность нержавеющей стали определяют по химическому составу (особенно по содержанию углерода и азота) и размеру зерна. В то же время предполагают, что для металла шва, полученного ЭЛС, содержание азота, в котором ниже по сравнению с основным металлом, коэффициент прочности соединения будет ниже 1 в отношении металла шва, подверженного разрушению при испытании на растяжение сварного соединения.

Скорость охлаждения сварного соединения, полученного ЭЛС и дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе практически одинакова. Но способ ЭЛС однопроходный в отличие от многопроходной сварки вольфрамовым электродом в защитном газе. Поэтому, с точки зрения развития сенсибилизации металла в ЗТВ ЭЛС лучше дуговой. На рис. 8 приведены результаты сенсибилизирования, измеренного при помощи электрохимического потенциокинетического метода восстановления (ЭПКВ).

Применение. С 1983 г. нормами Министерства международной торговли и промышленности Японии утверждено применение ЭЛС к аустенитной нержавеющей стали для ВВР АЭС для вспомогательных резервуаров, внутрикорпусных устройств колонковой трубы и устройств активной зоны ядерного реактора с водой под давлением. В настоящее время с помощью ЭЛС с большой вакуумной камерой (приблизительно 300 м³, размером 6×7×8 м) было изготовлено около 700 комплектов вспомогательных резервуаров.

Углеродистая сталь. Условия ЭЛС. Соответствующие условия однопроходной ЭЛС толстых пластин определяют в следующей последовательности: скорость сварки и количество подводимого тепла q_{yg} (ускоряющее напряжение Хток пучка) выбирают в зависимости от материала и толщины пластины; ток пучка определяют в зависимости от ускоряющего напряжения сварочного оборудования, определяют соответствующие значения рабочего расстояния (РР), ФД и условий колебания.

При таких условиях необходимая скорость сварки снижается при увеличении толщины пластины. Наиболее важным параметром является соотношение между РР и ФД. Влияние колебаний пучка зависит от характеристик пучка электронно-лучевого оборудования и толщины пластины, но в основном этот фактор важен для формирования и поддержания канала для введения пучка при сварке. Принимая во внимание эти факторы и их влияние, выполнено исследование условий сварки для толщины пластины 20 и 100 мм. Типичные условия сварки приведены в табл. 2.

Склонность к образованию трещин. Выбрано испытание на горячее растрескивание щелевого



Рис. 8. Влияние содержания углерода и способа сварки на значение ЭПКВ металла ЗТВ стали AISI 304 (1, 2) и AISI 316 (3, 4) при сварке способом ТИГ (светлые значки) и ЭЛС (темные значки)

типа. Склонность к образованию горячих трещин в углеродистой стали зависит от содержания (P+S), которое изменялось от 0,01 до 0,04 %. Кроме того, учитывая влияние прочности на склонность к образованию трещин, использовали материалы с разным содержание углерода. Результаты испытания на растрескивание приведены на рис. 9. Трещины обнаружены только в углеродистой стали с содержанием (P+S) около 0,04 % и содержанием углерода 0,27 %. Это были поперечные трещины, расположенные вдоль границы столбчатых кристаллов. В углеродистых сталях с содержанием углерода более 0,16 % количество у-фазы в первичных кристаллах увеличивается благодаря перитектической реакции. Тем не менее, растворимость фосфора и серы в у-фазе меньше, чем в б-фазе. Существует мнение, что горячее растрескивание появляется, если содержание углерода становится больше, что и подтверждено полученными результатами. Определено, что растрескивание можно предотвратить с помощью контроля содержания (P + S) до 0,03 %, если содержание углерода составляет 0,35 % или менее.

Возникновение пористости. При ЭЛС в горизонтальном положении поры, образовавшиеся в расплавленном металле, тяжело вывести на поверхность, и они остаются в глубине материалов. В качестве причины образования пористости рассматривают состав газов, которые содержатся в стали. Соответственно тенденцию к образованию пористости изучали с помощью пластин (толщиной 100 и 150 мм) с различными составами газа. Для сварки пластины толщиной 150 мм применяли ускоряющее напряжение 90 кВ (рис. 10). У пластин толщиной 100 мм пористость не наблюдалась, а у пластин толщиной 150 мм пристость образовывалась у образцов для испытания с со-

AUTRADUCTIC

Таблица	2.	Типичные	условия	ЭЛС	углеродистой
стали в горг	1301	нтальном по	ложении		

Толщи- на, мм	Ток пучка, мА	Скорость сварки, мм/с	ФД, мм	Колебания
20	350	10	280	_
100	650	2,5	460	X: 1 мм Y: 0,5 мм 500 Гц
Примеч = 60 кВ, Р	ание. <i>X</i> — п Р = 320 мм.	араллельно н	аправлению с	варки; Uуск =

держанием азота 74 промилле или более. При сравнении состава газа между основным металлом и металлом шва обнаружено, что содержание азота в металле шва снизилось от 0 до 24 промиле, а кислорода от 4 до 19 промилле. При содержании азота в основном металле 40 промилле или менее содержание азота в металле шва было практически таким же, как в основном металле, а при содержании более 40 промилле оно уменьшалось в пропорции к содержанию азота. Составы газа в спокойной стали, изготовленной в Японии, имеют 50 промилле или менее кислорода и 100 промилле или менее азота. В этом случае нет особой необходимости контролировать составы газа для пластин толщиной до 100 мм.

Механические свойства сварного соединения. Очевидные проблемы в характеристиках растяжения и изгиба у сварных соединений толстой пластины из углеродистой стали, полученного ЭЛС, отсутствуют, но очень важным является поддержание вязкости сварного соединения. При ЭЛС толстой пластины необходимо большее количество подводимого тепла, в результате зерна металла шва становятся крупнее, а вязкость уменьшается. Во избежание падения вязкости предпочтительно использовать сталь, специально



Рис. 9. Влияние содержания (P+S) на склонность к горячему растрескиванию металла шва при сварке углеродистой стали с различным содержанием углерода

обработанную для предотвращения крупной зернистости.

В табл. 3 приведены два вида стали, которые использовались: сталь А — традиционный стальной материал и В — сталь, обработанная оксидом титана. Толщина пластины составляла, как правило, 90 мм. Условия сварки соответствовали данным табл. 2, за исключением того, что ток пучка уменьшали в зависимости от толщины пластины. Результаты испытания на удар по Шарпи приведены на рис. 11. Сталь В демонстрирует хорошие характеристики удара по Шарпи при более 243 К, в то время как для стали А характерны значительные колебания даже при 283 К и отсутствие достаточной вязкости. Таким образом, при ЭЛС очень толстых пластин из углеродистой стали необходимо использовать специальным образом обработанные (например, оксидом титана) стальные материалы для поддержания достаточной вязкости.

Применение. В ВВР АЭС оборудование изготовлено из углеродистой стали, наибольшим из которого является аккумулятор массой 52 т, изготовленный из стали SA516 Gr70, диаметром 3,5 м, высотой 5,29 м и с толщиной стенки 90 мм. Основываясь на указанных выше результатах, была определена спецификация стального материала. Из-за ограничений оборудования для ЭЛС продольную сварку выполняли в вертикальном нижнем, а кольцевую — в горизонтальном положении.

Сварка оборудования из низколегированной стали. При сварке пластинчатой заготовки крупного сечения из низколегированной стали вязкость металла шва ухудшается. Таким образом,



Рис. 10. Влияние газов на пористость металла швов (условия: углеродистая сталь, горизонтальное положение, сварка с проплавлением): ●, О — соответственно наличие и отсутствие пористости для пластин толщиной 100 мм; ▲, Δ — 150

A DURDMANCHIERCRAFT



Рис. 11. Энергия, поглощенная при испытании образцов из стали SA 516 Cr 70 по Шарпи для различных температур испытания традиционной выплавки (тип A, *1*) и сталей, обработанных оксидом титана (тип B, *2*) (условия ТОПС: для стали A — 868 K; 14400 с; B — 888 K; 10800 с)

для того, чтобы использовать ЭЛС для заготовки крупного сечения из низколегированной стали важно повысить вязкость металла шва. В работе [6] показано, что при ЭЛС для пластин толщиной 100 мм или менее можно сохранить желаемую вязкость, однако для пластин 120 мм или более вязкость при сварке понижается, поэтому ЭЛС применять нельзя. Термообработку после сварки (ТОПС) применяют к камерам давления. Известно, что ТОПС влияет на вязкость металла шва низколегированной стали или стали с высоким сопротивлением при растяжении [7, 8]. Кроме того, структура металла шва изменяется в мартенсите, нижнем, а также верхнем бейните при уменьшении скорости охлаждения шва. Нижняя бейнитная структура имеет наибольшую, а верхняя — наименьшую вязкость. Таким образом, для улучшения вязкости скорость охлаждения шва необходимо увеличить. Для пластин из низколегированной стали толщиной 20 и 120 мм выполнили испытания влияния скорости охлаждения и условий ТОПС на вязкость металла шва, а также металлографически исследовали механизм изменения этих вязкостей.

Влияние условий ТОПС на энергию, поглощенную при испытании по Шарпи. На рис. 12 приведены результаты испытания на удар по Шарпи стали SQV 2B (0,21 С-1,4 Мп-0,56 Ni-0,17 Сг-

Таблица 3. Химические составы и механические свойства стали SA516 Gr70

	Хи	мическ	ий сос	Механические свойства				
Тип	С	Si	Mn	Р	S	σ _r , MΠa	σ _в , MIIa	δ, %
А	0,16	0,26	1,19	0,005	0,001	422	569	30
В	0,12	0,23	1,15	0,004	0,003	353	490	36



Рис. 12. Энергия, поглощенная при испытании образцов по Шарпи стали SQV 2В (условия: *b* = 90 мм; расположение — 1/2*b*; ТОПС — 888 К; 14,4 кс): *1* — металл ЗТВ; 2 — основной металл; 3 — соединение; 4 — металл шва

0,45 Мо). ЭЛС выполнили на пластинах толщиной 90 мм, а затем применили ТОПС при 888 К и 14,4 кс. Испытание на удар по Шарпи было выполнено с надрезами, расположенными в металле шва, линии сплавления, ЗТВ и основном металле. Энергия, поглощенная при испытании образцов по Шарпи, имеет возрастающий порядок: ЗТВ, основной металл, линия сплавления и металл шва. Вязкость не понижается, особенно у линии сплавления, которая является средним между значениями для металла шва и ЗТВ, которая имеет лучшую вязкость, чем основной металл. Одним из важных требований для сварного соединения, выполненного ЭЛС для стали SQV 2B, является сохранение вязкости металла шва. После получения сварных соединений с помощью ЭЛС и применения определенной ТОПС со средних участков пластины было вырезано 15 заготовок для испытания на удар по Шарпи. Затем для получения температуры перехода к разрушению было выполнено испытание на удар по Шарпи при пяти температурных уровнях. На рис. 13 показана взаимосвязь между температурой перехода к разрушению и параметром отпуска при испытании на удар по Шарпи. На рис. 14 показана температура перехода к разрушению, установленная с учетом скорости охлаждения при ЭЛС. Скорость охлаждения при ЭЛС имеет большое влияние на энергию, поглощенную при испытании по Шарпи чем больше скорость охлаждения, тем лучше вязкость. Температура перехода к разрушению при испытании на удар по Шарпи после оптимальной ТОПС составляет приблизительно 133 К для пластин толщиной 20 мм (ширина валика около 3 мм и время охлаждения при температуре от 1073 до 773 К составляет около 10 с). Для пластин толщиной 120 мм и соответствующем коли-

A DURANCENDERICARE



Рис. 13. Влияние параметра отпуска на температуру перехода к разрушению металла шва T_{Π} (условия: сталь SQV2B, расположение — 1/2b; положение надреза — металл шва; I, 2 - b = 120 мм соответственно высокое и нормальное тепловложение; 3 - b = 20 мм)

честве тепла, подводимого ко шву, она составляет 228 К (ширина валика около 4 мм, время охлаждения при температуре от 1073 до 773 К составляет 20 с). Для пластин толщиной 120 мм и более чем подходящим количеством тепла — 253 К (ширина валика около 6 мм, время охлаждения при температуре от 1073 до 773 К около 40 с). Это показывает, что при более высоком тепловложении и соответственно более низкой скорости охлаждения шва вязкость значительно снижается. Более того, в состоянии непосредственно после сварки температуры перехода к разрушению находятся в порядке возрастания скорости охлаждения, т. е. 173, 313 и 338 К. Значения вязкости стали непосредственно после сварки ниже значений вязкости при использовании ТОПС, но в то же время влияние скорости охлаждения очевидно. ТОПС улучшает вязкость, однако, чем выше параметр отпуска, тем ниже вязкость. Для получения хорошей вязкости существует оптимальный диапазон параметров отпуска. При всех изученных условиях скорости охлаждения шва вязкость улучшилась вплоть до параметра отпуска, равного 19. Затем с дальнейшим увеличением параметра отпуска, вязкость понижается. Кроме того, даже при более низкой скорости охлаждения для пластин толщиной 120 мм вязкость значительно улучшается при помощи ТОПС по сравнению с состояниями непосредственно после сварки. Таким образом, скорость охлаждения при сварке и условия ТОПС имеют значительное влияние на вязкость сварного соединения из стали SQV 2B, полученного с помощью ЭЛС. В зависимости от мощности электронной пушки максимальное проплавление для стали составляет приблизительно 100 мм для пушки мощностью 30 кВт и приблизительно 300 мм для пушки мощностью 100 кВт. При сварке с одной и той же пушкой количество подводимого тепла во время



Рис. 14. Влияние расчетного времени охлаждения $\Delta t_{8/5}$ на температуру перехода к разрушению металла шва $T_{\rm n}$ (условия: сталь SQV 2B, расположение — 1/2b; положение надреза — металл шва): 1 — непосредственно после сварки; 2–5 — параметры отпуска соответственно 17,7 (2); 18,2 (3); 18,8 (4); 19,7 (6)

сварки слегка возрастает с увеличением толщины пластины, но резко увеличивается при достижении предела толщины пластины. Для снижения количества подводимого тепла необходимо учитывать толщину используемой пластины.

Металлографическое исследование структур металла шва, выполненного ЭЛС. По результатам испытания образцов на удар видно, что изменение энергии, поглощенной при испытании по Шарпи, зависит от условий ТОПС. Поэтому было выполнено металлографическое исследование для изучения этих условий, т. е. в состоянии непосредственно после сварки параметр отпуска 18,8 — ключевое условие для пиковой вязкости, а 19,7 — для низкой вязкости. Результаты наблюдения микроструктуры, полученные на растровом электронном микроскопе, показаны на рис. 15, 16. Структурами состояния после сварки являются нижний бейнит для стальных пластин толщиной 20 мм и верхний бейнит для стальных пластин толщиной 120 мм как при наиболее оптимальных условиях сварки, так и при более высоких (по количеству подводимого тепла). Микроструктуры металла швов являются однородными, а зерна первичного аустенита становятся меньше при уменьшении количества подводимого тепла. На микрофотоснимках видно, что вследствие ТОПС появляются прерывистые черные линии, которые четко видно в ячеистом дендрите при затвердевании, поскольку параметр отпуска становится больше. По результатам просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) эти черные линии являются осажденными карбидами. При большем количестве подводимого тепла такое осаждение начинается при меньшем параметре отпуска. Карбиды осаждаются вдоль границ ячеистого дендрита в большом количестве. На рис. 17 показаны результаты ПЭМ наблюдения

A DURANTERIERAS

с тонкой фольгой. Согласно наблюдениям при помощи оптического микроскопа разница в микроструктуре из-за разницы в ТОПС отсутствует, за исключением осаждения карбида. Тем не менее присутствует значительная разница в наблюдении ПЭМ с тонкой фольгой. Таким образом, состояние непосредственно после сварки — это состояние, когда рейки имеют очень высокую плотность, а ТОПС приводит к восстановленному состоянию. Полное восстановление достигается при параметре отпуска 18,8. Узкие субзерна, соединенные карбидами, являются однородными. Первоначальная реечная структура остается, а плотность дислокации становится меньше, чем для состояния непосредственно после сварки, однако дислокация в субзернах все еще присутствует. Если параметр отпуска становится 19,7, можно наблюдать дальнейшие изменения. На этом этапе появляется не только восстановление, но и первоначальная стадия рекристаллизации. Субструктура становится неоднородной из-за комбинации восстановленных субзерен. На рис. 18 показана картина изменения состояния осаждения карбида под влиянием ТОПС. Непосредственно после сварки однородно распределенные мелкие карбиды оседают у границ субзерна в результате отпуска. При продол-



Рис. 15. Микроструктура металла шва, ×250



A DURANCENDERICARE

Рис. 16. Фрактографическая картина излома металла шва



Рис. 17. Микроструктура (ПЭМ), полученная при помощи тонкой фольги

жении отпуска большее количество карбидов осаждается на границах субзерна и таким образом карбид исчезает из соседних областей. Затем в этих областях происходит рекристаллизация. Таким образом, в состоянии после сварки плотность дислокации и прочность высокие, а вязкость, следовательно, низкая. Однако вследствие ТОПС субзерна восстанавливаются и вязкость увеличивается. В то же время, если параметр отпуска становится больше, осаждение карбидов продолжается, начинают также рекристаллизироваться субзерна для создания областей, которые не содержат карбид. Это приводит к снижению вязкости.

Применение. Локальную вакуумную ЭЛС применяют к кольцевым соединениям большой модели сосуда давления, изготовленной из стальной



Рис. 18. Особенности распределения карбидов в соответствии с ТОПС

пластины SQV 2В с внешним диаметром около 2350 мм, толщиной 120 мм и высотой 1000 мм. Было показано, что этот метод можно использовать для практического применения и что проблемы в эксплуатации полученного сварного соединения отсутствуют [9].

В заключение можно отметить, что на основе результатов, описанных выше, применение ЭЛС при изготовлении парогенератора для ВВР АЭС было успешно реализовано.

- Takano G. et al. Practical application of local vacuum electron beam welding technology // Mitsubishi Technical Review. 1983. 20, № 1.
- Hashimoto, Matsuda, Ohashi, Irie. Experiments on soft-vacuum electron beam welding // J. Jap. Weld. Soc. — 1969. — 38, № 10.
- 3. Hull F. C. // Welding J. 1976. 46. P. 399-408.
- 4 Brooks J. A., Thompson A. W., Williams J. C. A Fundamental study of the beneficial effects of delta ferrite in reducing weld cracking // Ibid. — 1984. — 63. — P. 71–83.
- Takalo T., Suutala N., Moisio T. // Metallurgical Transactions A. — 1979. — 10. — P. 1173–1181.
- 6. *Bonnin P. et al.* Soudage par Faisceau D'electrons de L'acier a 533 Gr B Classe 1 en Forte Epaisseur. — 1983, 3 eme C.I.S.F.F.E.L. — S. 419–426.
- 7. *Kikuta Y. et al.* Microstructure and toughness of high strength weld metals // J. Jap. Weld. Soc. 1981. 50, № 1. P. 19–28.
- 8. *Katsumata M. et al.* Change in mechanical properties with stress relief annealing in pressure vessel steels // Iron and Steel. 1989. **75**, № 2. P. 149–156.
- Yamamoto M., Nayama M., Kuri S. et al. Study on electron beam welding with local vacuum for low alloy steel // Welding in the World. — 1993. — 31, № 1. — P. 41–48.

Nuclear power generation becomes an increasingly important part of power supply in terms of future energy resources and prevention of global warming. The guarantee of safety at nuclear power stations is a very important condition. The process of manufacture of the equipment related to a nuclear power station was upgraded in order to improve reliability. One of the most suitable joining technologies is electron beam welding. Peculiarities of application of electron beam welding for water-water reactors (WWR) at the nuclear power stations are described.

A DURACIONAL CONTRACTOR

Поступила в редакцию 10.03.2009

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И ЭЛЕКТРОДНОГО ПОКРЫТИЯ НА ГИГИЕНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СВАРОЧНЫХ АЭРОЗОЛЕЙ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **А. В. БУЛАТ**, канд. техн. наук, **О. Г. ЛЕВЧЕНКО**, д-р техн. наук, **О. Н. БЕЗУШКО**, **В. И. САМОЙЛЕНКО**, Д. И. ДОВГАЛЬ, **Н. Ю. КАХОВСКИЙ**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрено влияние содержания хрома и марганца в высоколегированном наплавленном металле, а также вида электродного покрытия на гигиенические характеристики сварочных аэрозолей (СА). Показано, что изменение содержания хрома в основном металле в пределах 0,30...25 мас. % не оказывает существенного влияния на химический состав СА. Изменение в основном металле массовой доли марганца от 0,6 до 35 % повышает его содержание в СА на 10...15 % и увеличивает общий уровень выделения СА в 1,5 раза. Минимальный уровень выделения в СА шестивалентного хрома достигается при сварке электродами с покрытием рутил-силикатного вида.

Ключевые слова: дуговая сварка, высоколегированные стали, покрытые электроды, сварочный аэрозоль, гигиенические характеристики, токсичность

При сварке высоколегированных хромоникелевых и марганцовистых сталей, а также их соединений с низкоуглеродистыми и низколегированными сталями применяют сварочные электроды типов Э-10Х25Н13Г2 и Э-10Х20Н9Г6С с покрытием основного вида. Такие гигиенические характеристики, как интенсивность и удельные выделения, химический состав и токсичность сварочных аэрозолей (СА) в основном оценивают при сварке наиболее распространенной марки стали 12X18H10T. Влияние на указанные характеристики возможного изменения химического состава основного металла пока не изучено. При выполнении монтажных и ремонтно-сварочных работ (особенно внутри закрытых емкостей и аппаратов из высоколегированных сталей, когда применение местной и общеобменной вентиляции затруднено или невозможно) необходимо использовать электроды, имеющие высокие гигиенические характеристики. Этого можно достичь путем изменения состава покрытия.

Настоящая работа посвящена изучению влияния типа свариваемого металла и состава электродного покрытия на показатели выделения и химический состав СА. Поскольку наибольшую опасность при сварке высоколегированных сталей представляют содержащиеся в СА соединения шестивалентного хрома Cr⁶⁺ [1], основное внимание в настоящей работе уделено проблеме минимизации его выделений.

Влияние состава основного металла на показатели уровня выделения и химический состав СА. Для исследований выбраны образцы из листовой стали марок СтЗсп, 08Х13, 08Х17 и 10Х25Н13 размером 250×120×12 мм, на которые поочередно осуществляли наплавку электродами марки АНВ-70Б (тип Э-10Х25Н13Г2) диаметром 3 мм, а также образцы из сталей Ст3сп, 110Г13-Л и 03Х10Г35 аналогичных размеров, на которые наплавку выполняли электродами марки АНВ-66 (тип Э-10Х20Н9Г6С) того же диаметра. Опыты (по три для каждого варианта стали) осуществляли на образцах, полученных сваркой в нижнем положении на постоянном токе обратной полярности от выпрямителя ВД-500. Согласно методическим указаниям [2, 3] СА осаждали на фильтры из ткани ФПП-15-1,5 для оценки уровня их выделений и на фильтры АФА-ХА-18 (с целью химического анализа соответствующих проб). Результаты экспериментов представлены в табл. 1 и 2.

По результатам серии экспериментов с электродами марки АНВ-70Б (тип Э-10Х25Н13Г2) установлено, что при увеличении в основном металле содержания хрома от 0,3 (Ст3сп) до 24,5 мас. % (сталь 10Х25Н13) массовые доли хрома, марганца и никеля в СА практически не изменяются (табл. 2). При этом (табл. 1) на фоне снижения напряжения (мощности) на сварочной дуге на 20 % уменьшается как уровень выделения СА, так и парциальные выделения его составляющие. Это можно объяснить относительно высокой температурой кипения хрома в сварочной ванне (табл. 3), а также снижением напряжения (мощности) на дуге.

Иную картину наблюдали в серии экспериментов с электродами марки АНВ-66 (тип Э-10Х20Н9Г6С). При увеличении в основном металле содержания марганца от 0,6 (сталь СтЗсп) до 34 мас. % (сталь 03Х10Г35) в составе СА (см.

[©] К. А. Ющенко, А. В. Булат, О. Г. Левченко, О. Н. Безушко, В. И. Самойленко, Д. И. Довгаль, Н. Ю. Каховский, 2009

Марка (тип электрода)	Марка электродной проволоки диаметром 3 мм	Основной металл	Напряжение на дуге U_{χ} , В	Интенсивность выделений СА $V_{\rm a}$, г/мин	Удельное выделение СА G _а , г/мин
АНВ-70Б	Св-07Х25Н13	Ст3сп	2526	0,29	11,7
(Э-10Х25Н13Г2)		08X13	2425	0,26	10,1
		08X17T	2324	0,23	9,3
		10X25H13	2324	0,24	9,7
AHB-66	Св-08Х18Н10Т	Ст3сп	2425	0,25	10,0
(Э-10Х20Н9Г6С)		110Г13-Л	2324	0,27	11,2
		03Х10Г35	2223	0,38	15,4
Примечание. Наг	лавку выполняли на с	варочном токе <i>I</i> _{св} = 85	95 A.		

Таблица 1. Показатели уровня выделений СА

Таблица 2. Химический состав (мас. %) СА и их гигиенические показатели

Марка (тип электрода)	Основной ме- талл	Сг ⁶⁺ (по СгО ₃)	Сг ³⁺ (по Сг ₂ О ₃)	Mn	Ni	F _{раств}	F _{нераств}	TLV _{<i>f</i>} , мг/м ³	NHL, м ³ /мин
АНВ-70Б	Ст3сп	4,0	3,1	4,2	0,5	5,5	4,3	0,207	1401
(Э-10Х25Н13Г2)	08X13	4,6	2,8	4,1	0,5	6,3	4,4	0,183	1421
	08X17T	4,4	3,0	4,1	0,5	6,4	3,8	0,190	1211
	10X25H1	4,3	3,0	4,6	0,5	6,9	4,3	0,192	1250
AHB-66	Ст3сп	3,3	1,6	6,9	0,2	4,5	2,9	0,243	1029
(Э-10Х20Н9Г6С)	110Г13-Л	3,4	1,5	7,7	0,3	4,5	2,5	0,234	1154
	03X10Г3	3,4	1,5	8,0	0,2	4,5	1,8	0,235	1617
Примечание. F	раств, Fнераств-	соответственн	о растворимые	(NaF, KF)	[1] и нер	астворим	ые (CaF2.	, MgF2) соедин	ения фтора [1].

A DURANTERIERARI

Таблица 3. Температуры изменения агрегатного состояния веществ [4, 5]

Элемент или	Температ	rypa, K/°C
соединение	плавления	кипения
Cr	2123/1850	2773/2500
Cr ₂ O ₃	2673/2400 2553/2280	3273/3000
Ni	1726/1453	3183/2910
NiO	2233/1960 2223/1950	
Mn Mn ₃ O ₄ MnO	1517/1244 1863/1590 2058/1785 2053/1780	2368/2095 2900/2627
CaF ₂	1691/1418	2723/2500
NaF	1270/997	1977/1704
KF	1130/867	1775/1502

табл. 2) массовая доля соединений марганца возрастает (примерно на 10...15 %), а доля соединений хрома и никеля остается на одном уровне. При этом на фоне снижения напряжения (мощности) на дуге возрастают приблизительно в 1,5 раза как уровень выделений СА, так и парциаль-

ных выделений соединений перечисленных выше элементов (см. табл. 1). Указанное повышение содержания марганца в СА может быть обусловлено более высокой, чем у хрома, упругостью паров марганца и его избирательным испарением из сварочной ванны. Такая возможность описана в работе [6] применительно к сварке низкоуглеродистых и низколегированных сталей. Повышение уровня выделений СА в рассматриваемом случае, по-видимому, можно объяснить возрастающим воздействием восходящих потоков паров марганца на капли электродного металла, что приводит к рассеиванию продуктов плавления и испарению электродного материала в окружающую среду.

При сравнении содержания хрома и марганца в СА электродов марки АНВ-70Б при сварке стали Ст3сп и других высокохромистых сталей становится очевидным, что уровень выделений указанных элементов в основном определяется составом электродного материала. То же имеет место при сварке электродами марки АНВ-66 с той разницей, что в выделения марганца, помимо электродного металла на стадии капли, определенный вклад (примерно 10...15 %) вносит сварочная ванна. Влияние состава электродного металла на выделение хрома и марганца очевидно и при сравнении составов СА электродов марок АНВ-

70Б и АНВ-66, образующихся при сварке стали Ст3сп: большему содержанию хрома и марганца в электродном материале соответствуют большее содержание этих элементов в СА.

Аналогичная картина наблюдается с выделениями соединений никеля. Согласно данным, приведенным в работах [7, 8], упругость паров марганца возрастает от нуля до 100 кПа при температуре 1400...2000 °С. Для хрома это происходит при 1800...2600 °С, а для никеля — при 2200...3100 °С. Если учесть температурный рехарактерный для сварочной жим, ванны (1550...1650 °C) и электродного металла на стадии капли (1900...2100 °C), то становится очевидным, что наиболее вероятным источником поступления хрома, марганца и никеля в СА является электродный металл на стадии капли. При этом о взаимосвязи содержания этих элементов в СА и электродном металле можно судить по данным, приведенным в табл. 4. Здесь необходимо отметить, что переход хрома, марганца и никеля в СА наиболее вероятен из металлического расплава, поскольку температура испарения соответствующих оксидов на 500...600 °С выше (см. табл. 3). Что касается соединений фтора, то согласно [7], при нагреве до 600 °С вследствие взаимодействия CaF₂ с сухим остатком жидкого стекла в электродном покрытии могут образовываться фториды натрия и калия, которые характеризуются более низкой температурой кипения, чем другие вещества (см. табл. 3). При плавлении покрытия они могут избирательно испаряться из образующегося шлака и далее рассеиваться в СА.

Результаты оценки токсичности СА, полученной по методам, описанным в работе [9], путем расчета критериев — предельно допустимого содержания CA TLV_f и показателя номинального гигиенического требования к воздухообмену NHL [10], приведены в табл. 2. Как видно из таблицы, основным компонентом, определяющим токсичность СА, является шестивалентный хром. При сварке стали Ст3сп значение TLV_f максимальное, что свидетельствует о минимальной в данном случае токсичности СА, а при сварке сталей, содержащих хром, — оно немного ниже. Исходя из этого можно заключить, что изменения содержания хрома в основном металле оказывают незначительное влияние на токсичность СА.

В случае повышения в основном металле содержания марганца показатель TLV_f практически не изменяется, тогда как значение NHL возрастает в 1,5 раза, степень воздействия CA на организм сварщика также увеличивается примерно в 1,5 раза.

Таким образом, очевидно, что содержание соединений хрома в составе СА не зависит от такового в основном металле, а содержание мар-

Содержание в электрод-Содержание в СА, Основной ном материал, мас. % мас. % металл Mn Cr Ni Mn Cr Ni Ст3сп 4,2 4,2 0,5 08X17T 4,3 4,1 0,5 1.8 25.413.5 08X17T 4,1 4,3 0,5 10X25H13 4,6 4,3 0,5 Ст3сп 6,9 2,8 0,2 6,5 18.5 9,2 110Г13Л 7.7 2,8 0,3 03X10F35 0,2 8,0 2,8

Таблица 4. Результаты определения содержания (мас.

%) токсичных элементов

ганца, наоборот, зависит и при этом возрастает на 10...15 мас. % при увеличении его массовой доли в наплавленном металле от 0,6 до 34,0 %. Увеличение в основном металле содержания хрома приводит к уменьшению уровня выделений СА примерно на 20 %, при этом токсичность практически не изменяется. Увеличение в основном металле содержания марганца повышает как уровень выделений, так и степень воздействия СА на организм сварщика приблизительно в 1,5 раза.

Содержание марганца, хрома и никеля в составе СА определяется содержанием этих элементов в электродном металле, а также упругостью их паров при температурах, характерных для стадии капли.

Уровень выделений СА зависит не только от напряжения (мощности) сварочной дуги, но и от содержания в основном металле марганца, который отличается наиболее высокой упругостью паров при температуре сварочной ванны. При этом пары марганца могут оказывать рассеивающее воздействие на продукты плавления и испарение электродного материала.

Влияние состава электродного покрытия на показатели уровня выделения и химический состав СА. Для исследований изготовлены три серии экспериментальных электродов типа Э-10Х25Н13Г2 с покрытиями трех видов (табл. 5):

основного вида (серия B-1...B-3) с изменяющимся соотношением CaCO₃/CaF₂ в пределах 2,0...0,5 при неизменной системе раскисления-легирования металла шва (Cr–Mn–Si);

рутил-основного вида (газошлакообразующая основа TiO_2 -CaCO₃-CaF₂, серия R-1...R-4) с постоянным соотношением CaCO₃/CaF₂ и содержанием TiO_2 , отличающиеся системой раскислениялегирования металла шва (Cr-Mn-Si, Cr-Mn-Al, Cr-Mn-Ti, Cr-Mn);

рутил-силикатного вида (газо-шлакообразующая основа TiO_2 -SiO_2-CaF_2-CaCO_3, серия RC-1...RC-3) с переменным соотношением TiO_2 /SiO_2 (в пределах 4...2), постоянным соотношением

Обозначе- ние элект-	Вид электродного пок-	юк- Соотношение в электрод		Система раскисления-легиро-	V_{a} , г/мин	G_{a} , г/кг	$U_{\rm g}, { m B}$
рода	philin	CaCO ₃ /CaF ₂	TiO_2/SiO_2	вания			
B-1	Основной	2,0	_	Cr-Mn-Si	0,40	16,8	3032
B-2		1,0			0,35	13,0	2830
B-3		0,5			0,31	11,5	2628
R-1	Рутил-основной	1,5	2	Cr-Mn-Si	0,22	8,3	2628
R-2				Cr–Mn	0,20	7,7	2426
R-3				Cr-Mn-Ti	0,22	7,9	2628
R-4				Cr–Mn–Al	0,27	9,8	2830
RC-1	Рутил-силикатный	1,0	4	Cr-Mn-Si	0,20	6,9	2426
RC-2			3		0,22	8,5	2628
RC-3			2		0,32	12,9	2830

Таблица 5. Влияние вида и состава покрытия сварочных электродов типа Э-10X25H13Г2 на уровень выделения СА

CaCO₃/CaF₂ и одинаковой системой раскислениялегирования металла шва (Cr–Mn–Si).

Покрытия наносили на электродные стержни из стали Св-07Х25Н13, диаметр всех экспериментальных электродов составлял 5,2 мм.

Отличия в составе покрытий экспериментальных электродов показаны в табл. 5. Оценку уровня выделения и химического состава СА выполняли с использованием таких же методов и материалов, как и в предыдущей серии опытов. Наплавку осуществляли электродами в нижнем положении на пластины из стали 12X18H10T постоянным током обратной полярности $I_{\rm CB} = 90...100$ А от сварочного выпрямителя ВД-500. Результаты определения уровней выделений СА и химического анализа соответствующих проб приведены в табл. 5 и 6.

В ходе экспериментов с серией электродов с покрытием основного вида установлено, что максимальный уровень выделений СА имеет место в случае максимальной основности покрытия (электроды B-1, соотношение CaCO₃/CaF₂ составляет 2:1), а минимальный — при наименьшей ос-B-3, новности (электроды соотношение СаСО₂/СаF₂ равно 1:2). Такое различие, по нашему мнению, обусловлено более высоким напряжением (мощностью) дуги электродов В-1 и, как следствие, более интенсивным плавлением и выделением в дуговой промежуток СО₂, рассеивающим в окружающее пространство компоненты, находящиеся в парообразном состоянии. Особенностью электродов этой серии является то, что снижение основности покрытия и уменьшение уровня выделений СА сопровождается ростом в них содержания шестивалентного хрома (см. табл. 2). Это можно объяснить возрастанием интенсивности испарения хрома вследствие увеличения времени существования капель электродного металла [7], а также высокой упругостью паров хрома [8] при температуре металла на стадии капли.

Таблица 6. Химический состав (мас. %) и гигиенические показатели СА при сварке электродами типа Э-10X25H13Г2 с покрытием различного вида и состава

Обозначение электрода	CrO ₃	Cr ₂ O ₃	Mn	Ni	F _{раств}	F _{нераств}	TLV_{f} , мг/м ³	NHL, м ³ /мин
B-1	3,86	0,85	4,70	0,64	6,04	6,53	0,209	1914
B-2	4,77	1,02	5,30	0,79	5,90	6,70	0,174	2011
В-3	5,04	1,12	5,05	0,54	5,82	7,01	0,168	1845
R-1	2,80	1,61	3,80	0,43	5,95	2,81	0,279	789
R-2	3,30	2,27	4,30	0,54	6,50	2,16	0,241	830
R-3	4,87	2,87	3,68	0,78	6,79	1,80	0,174	1264
R-4	4,73	3,15	4,51	0,91	5,93	1,75	0,178	1517
RC-1	1,45	6,15	3,92	1,31	4,57	1,67	0,423	473
RC-2	2,80	5,97	3,97	1,97	5,83	1,25	0,256	859
RC-3	6,22	3,86	3,56	1,50	6,56	0,90	0,139	2302

A DURING AUGULTURALING

В электродах с покрытием рутил-основного вида (см. табл. 5) максимальный уровень выделений СА имеет место при использовании систем раскисления-легирования Сг–Мп–Аl, Сг–Мп–Тi и Сг–Мп–Si (электроды R-4, R-3 и R-1), а минимальный — при Сг–Мп (электроды R-2). Такое различие может быть вызвано тем, что в первых трех вариантах реализуются более высокие значения напряжения (мощности) сварочной дуги, приводящие к более интенсивному плавлению и испарению электродного материала. При этом минимальное содержание в СА соединений шестивалентного хрома достигается при совместном раскислении электродного металла марганцем и кремнием (электроды R-1).

В серии электродов рутил-силикатного вида снижение в покрытии соотношения TiO₂/SiO₂ приводит к увеличению уровней выделений CA (см. табл. 5), что обусловлено повышением напряжения (мощности) сварной дуги, интенсивности плавления и испарения электродного материала. Увеличение уровня выделений CA сопровождается повышением в них содержания соединений шестивалентного хрома (рис. 1). Можно предположить, что это связано с ростом окислительной способности покрытия и активности кислорода в шлаке на стадии капли.

На рис. 2 приведены показатели уровня выделений наиболее токсичных соединений шестивалентного хрома в лучших вариантах экспериментальных электродов с покрытиями указанных трех систем. Из рисунка видно, что при прочих равных условиях замена электродов основного вида рутил-основными, а затем рутил-силикатными позволяет снизить уровень выделений шестивалентного хрома соответственно в 2 и 4 раза. Такой эффект обусловлен уменьшением напряжения

(мощности) сварочной дуги, меньшим поступлением в дуговой промежуток углекислого газа из-за низкого содержания в электродном покрытии мрамора, а также снижением окислительного потенциала покрытия и активности оксидов хрома в шлаке на стадии капли.

Оценка токсичности СА по показателям TLV_f и NHL (табл. 6) показала, что минимальная токсичность СА обеспечивается при использовании электродов с покрытием рутил-силикатного вида RC-1. Вместе с тем, она может достигать максимального уровня при использовании электродов RC-3 с покрытием аналогичного вида из-за максимального содержания шестивалентного хрома в составе СА. Токсичность СА снижается при увеличении в электродных покрытиях соотношений TO_2/SiO_2 и CaCO₃/CaF₂, а также при использовании для раскисления элек-





ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕ

Рис. 1. Влияние состава покрытия электродов типа Э-10Х25Н13Г2 на содержание в СА шестивалентного хрома (по CrO₃)

тродного металла марганца или марганца и кремния совместно.

Таким образом, при сварке высоколегированных сталей для минимизации уровня выделений шестивалентного хрома в составе СА и снижения их токсичности можно рекомендовать следующее:

в покрытиях основного вида обеспечить соотношение CaCO₃/CaF₂ более 1;

в электродах с покрытием рутил-основного вида для раскисления электродного металла использовать марганец или совместно марганец и кремний;

в покрытиях рутил-силикатного вида реализовать соотношение TiO₂/ SiO₂ более 3.

Минимальные выделения в воздух рабочей зоны соединений шестивалентного хрома и уровень



Рис. 2. Влияние вида покрытия экспериментальных электродов на показатели уровня выделений в составе СА шестивалентного хрома (по CrO_3): *а* — интенсивность образования СА V_{CrO_3} ; *б* — удельное выделение G_{CrO_3}

ADDREAD

токсичности СА могут быть обеспечены при использовании электродов с покрытием рутил-силикатного вида.

- ГОСТ 12.1.007–76. ССБТ. Вредные вещества. Классификация и общие требования безопасности. — Введ. 10.03.76.
- МУ 1927–78. Методические указания. Гигиеническая оценка сварочных материалов и способов сварки, наплавки и резки металлов. — М.: Минздрав СССР, 1980. — 15 с.
- МУ 4945–88. Методические указания по определению вредных веществ в сварочном аэрозоле (твердая фаза и газы). — М.: Минздрав СССР, 1990. — 150 с.
- Справочник по расчетам равновесий металлургических реакций / А. Н. Крестовников, Л. П. Владимиров, Б. С. Гуляницкий, А. Я. Фишер. — М.: Гос. науч.-техн. изд-во лит. по черн. и цв. металлургии, 1963. — 416 с.

- Кржижановский Р. Е., Штерн З. Ю. Теплофизические свойства неметаллических материалов. — Л.: Энергия, 1973. — 383 с.
- Изыскание путей улучшения гигиенических характеристик электродов с покрытием рутилового вида / И. К. Походня, И. Р. Явдощин, А. В. Булат и др. // Гигиена труда. — 1983. — Вып. 19. — С. 3–9.
- Металлургия дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электродов / Под ред. И. К. Походни. — Киев: Наук. думка, 1990. — 224 с.
- Походня И. К. Газы в сварных швах. М.: Машиностроение, 1972. 256 с.
- Санитарно-гигиенические характеристики покрытых электродов для сварки высоколегированных сталей / К. А. Ющенко, О. Г. Левченко, А. В. Булат и др. // Автомат. сварка. — 2007. — № 12. — С. 44–47.
- Criteria for classification of MMA welding electrodes regarding fume. — S. 1., [1978]. — 13 p. (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-E-256–78).

The influence of chromium and manganese content in high-alloyed deposited metal, as well as electrode coating type on hygienic characteristics of welding aerosols (WA), is considered. It is shown that change of chromium content in the base metal in the range of 0.3...25 wt. % does not have any essential influence on WA composition. Change of manganese content in the base metal from 0.6 to 35 wt.% increases its content in WA by 10...15 %, and raises the total level of WA evolution 1.5 times. Minimum level of hexavalent chromium in WA composition is achieved in welding with electrodes with rutile-silicate type.

Поступила в редакцию 03.03.2009

НОВАЯ КНИГА

Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Тр. IV междунар. конф., 27–30 мая 2008 г., Кацивели, Крым, УКраина / Под ред. про. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2009. — 181 с.

В сборнике представлены доклады IV Международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», в которых отражены достижения за последние годы в области математического моделирования физических явлений, протекающих при сварке, наплавке и других родственных процессах. Авторами докладов являются известные специалисты из различных стран мира.

Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов.

Заказы на представленную книгу, а также на труды 1-й, 2-й и 3-й конференций, прошедших, соответственно, в 2002, 2004 и 2006 гг. просьба направить в редакцию журнала «Автоматическая сварка»: **03680, Киев-150, ул. Боженко, 11, тел.: 287-63-03, 529-26-23.**

A DURANTING CAR

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ СТОЙКОСТИ ГРАНУЛ СВАРОЧНЫХ ФЛЮСОВ ПРОТИВ РАЗРУШЕНИЯ

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

Описана методика оценки стойкости гранул флюса против разрушения и устройство для его осуществления. Показано, что предложенная методика испытаний может быть использована для получения данных о стойкости гранул флюса против разрушения — одного из важнейших показателей сварочно-технологических характеристик флюсов.

Ключевые слова: сварочный флюс, гранулы, методика оценки, стойкость против разрушения

Одной из особенностей гранулированных флюсов, способствующей их широкому применению при изготовлении металлоконструкций и аппаратов способом дуговой сварки, является возможность повторно использовать этот сварочный материал. Известно, что в процессе загрузки флюса в бункер сварочного аппарата, сварки и удаления оставшегося материала с поверхности сварного соединения происходит его измельчение, в результате чего ухудшаются сварочно-технологические свойства флюса. Вследствие повышения уровня требований к качеству металла швов и стабильности формирования сварных соединений возникли проблемы, связанные с регенерацией флюсов. В результате потребителей флюсов интересует их особенность сохранять исходный гранулометрический состав, а изготовителей этого материала вопросы повышения стойкости гранул флюса против разрушения в процессе их транспортирования, хранения и применения. В этой связи актуальна проблема разработки приемлемого метода оценки стойкости гранул сварочных флюсов против разрушения.

В соответствии с ДСТУ ISO 14174-2000 флюсы в зависимости от технологии изготовления разделяются на плавленые и агломерированные. Флюсы этих типов различаются по насыпной массе и механической прочности гранул. Известные в настоящее время методы оценки стойкости гранул флюса против разрушения не дают возможности получать сопоставимые результаты. Так, например, при испытании флюсов на стойкость против разрушения во вращающемся барабане вместе с металлическими шарами [1] полученные результаты зависят от степени заполнения барабана материалом. Поэтому трудно сопоставлять флюсы, если их насыпная масса отличается более чем на 10 %. Кроме того, условия этого испытания не моделируют реальных ситуаций, при которых происходит измельчение гранул флюса, а именно в процессе их транспортирования, хранения и применения.

Сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона предложен метод количественной оценки стойкости гранул флюса против истирания [2], который заключается в транспортировании дозы флюса внутри торообразного сосуда на протяжении определенного отрезка времени за счет подаваемой во внутреннюю полость струи сжатого воздуха и последующем определении изменений гранулометрического состава флюса. Этот метод оценки довольно адекватно воспроизводит условия, характерные для движения флюсовой массы при уборке ее с помощью флюсоотсоса после прохождения сварочного аппарата. Опыт работы с таким оборудованием позволил выявить один существенный его недостаток. В связи со значительной протяженностью пути движения навески флюса внутри сосуда (приблизительно 1 м) давление струи воздуха не удается поддерживать на постоянном уровне по всей ее длине. В результате, если при испытании флюсов с насыпной массой не более 1,0 г/см³ гранулы двигались внутри тора с примерно постоянной скоростью, то при их значительной (свыше 1,3 г/см³) насыпной массе есть зоны, где скорость перемещения флюса заметно ниже. В последнем случае результаты испытаний не дают представления о характере изменения гранулометрического состава флюса в реальных условиях процесса сварки.

С целью устранения указанного недостатка в конструкцию устройства для испытаний внесены определенные изменения (рис. 1). В усовершенствованной модели громоздкий торообразный сосуд заменен малогабаритным металлическим стаканом с двойной стенкой. В зазор между стенками под определенным давлением подается сжатый воздух, который по нескольким каналам попадает во внутреннюю камеру. За счет равномерного распределения каналов по окружности камеры и расположения их под углом к образующей обеспечивается равномерное движение флюсовой массы в металлическом стакане в течение всего времени испытания.

© В. В. Головко, И. А. Гончаров, 2009

A DURANTINA AND A



Рис. 1. Схема устройства для оценки стойкости гранул флюса против разрушения (см. обозначения в тексте)

Для проведения испытаний навеска флюса засыпается в стакан 2. В верхней части прибора размещена металлическая сетка 5 с размером ячеек 0,2×0,2 мм, которая после засыпки флюса прижимается с помощью уплотнительных прокладок 4 крышкой 3 к корпусу 1. Для поддержания постоянного давления в установке используют автономный компрессор, который подает сжатый воздух в емкость, расположенную между корпусом 1 и стаканом 2. Сжатый воздух через дюзы 6 направляется во внутреннюю полость стакана, где за счет тангенциального расположения по отношению к образующей поверхности стакана создаются направленные вихревые потоки воздуха, под воздействием которых гранулы флюса двигаются во внутреннем объеме стакана, а установленный в центре этого объема конус 7 способствует концентрации всей массы флюса в зоне наибольших скоростей.

В процессе движения флюса в установке его гранулы сталкиваются со стенками стакана и друг с другом, воспроизводя таким образом условия, в которых находится флюс при его движении по флюсоотсосу. Несущие потоки воздуха обеспечивают высокую интенсивность такого воздействия, вследствие чего время испытания сокращается. В



Рис. 2. Влияние содержания C сухого остатка жидкого стекла (1), введенного в состав агломерированного флюса, и температуры термической обработки $T_{\text{обр}}(2)$ на стойкость его гранул против разрушения

результате истирания гранулы флюса во внутреннем объеме стакана частично разрушаются, а образующаяся при этом пылевидная фракция размером менее 0,2 мм удаляется вместе с потоками сжатого воздуха через сетку 5. Навеску флюса, оставшегося в приборе после завершения испытания, взвешивают, а затем определяют стойкость против разрушения (СПР) его гранул по формуле

$$C\Pi P = 100 - \{ [(M_1 - M_2)/M_1] \cdot 100 \},\$$

где M_1, M_2 — масса навески флюса соответственно до и после испытания, г.

Установочными параметрами данного процесса испытания являются масса навески флюса, давление сжатого воздуха и время проведения испытания. В результате экспериментов установлено, что для установки с конструктивными размерами, приведенными на схеме, наибольшую воспроизводимость результатов при сохранении высокой оперативности анализа можно получить при следующих параметрах испытаний: массе навески (30 ± 5) г; давлении сжатого воздуха ±1 кПа; времени испытания (10 ± 1) мин.

На рис. 2 представлены результаты испытаний на СПР агломерированных флюсов, изготовленных с различной массовой долей связующего вещества и прокаленных при разной температуре. Как известно, технология изготовления флюсов этого типа основана на необратимости процесса дегидратации жидкостекольного связующего во время термической обработки. Конечным продуктом дегидратации жидкого стекла является силикатный каркас, прочность которого определяет стойкость гранул флюса против разрушения. Массовая доля *С* сухого остатка жидкого стекла, вво-



димого в состав шихты флюса, и температура термообработки флюса, при прочих равных условиях являются ключевыми факторами, влияющими на стойкость гранул флюса против разрушения.

На рис. 2 кривая *1* построена по результатам испытания по разработанной методике агломерированного флюса алюминатно-основного типа, в состав шихты которого вводили различное содержание сухого остатка жидкого стекла в качестве связующего для формирования гранул флюса. После гранулирования флюс прокаливали при температуре 650 °C. Массовую долю жидкого стекла контролировали исходя из содержания его сухого остатка в составе флюса.

Кривая 2, построенная для флюса того же состава, но с содержанием 10 мас. % сухого остатка жидкого стекла, свидетельствует о влиянии условий термической обработки, которой он был подвергнут после операции гранулирования, на СПР его гранул.

Полученные данные согласуются с имеющейся в литературе информацией о влиянии содержания жидкостекольного связующего и температуры обработки агломерированных флюсов на СПР их гранул и показывают хорошую стабильность результатов, полученных при испытании флюсов по описанной методике.

Таким образом, разработанную методику и прибор для ее осуществления можно успешно использовать для оценки СПР гранул флюса — одного из важнейших показателей сварочно-технологических характеристик флюсов.

- 1. Вегман Е. Ф., Бочаров Л. Н., Матюхин Б. П. Машины и приборы для испытания материалов. М.: Металлургия, 1971. 120 с.
- 2. Способ количественной оценки стойкости гранул флюса против истирания // Информ. материалы стран-членов СЭВ по проблеме «Сварка». 1984. Вып. 1 (25). С. 76–77.

Method for evaluation of fracture resistance of flux granules and device for its implementation are described. It is shown that the suggested test procedure can be used to generate data on fracture resistance of the flux granules, which is one of the most important welding-operational characteristics of fluxes.

Поступила в редакцию 13.02.2009

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ИННОВАЦИОННЫЕ СВАРОЧНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СУДОСТРОЕНИИ, ПРОИЗВОДСТВЕ МОРСКОЙ ТЕХНИКИ И СТРОИТЕЛЬСТВЕ БЕРЕГОВЫХ ОБЪЕКТОВ» 24.09.2009

в рамках Десятой Международной выставки «НЕВА-2009»

22-25 сентября 2009

г. Санкт-Петербург, ВК ЛенЭкспо в Гавани

Дополнительную информацию можно получить в оргкомитете: тел. (812) 448 37 75, 320 60 03 e-mail: slinkina@welding.spb.ru; tses06@mail.ru

A DURACY TO CHIEROCAURI

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ АЛГОРИТМОВ РАСПОЗНАВАНИЯ ВАЛИКА УСИЛЕНИЯ СВАРНОГО ШВА НА ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЯХ

Я. П. ЛАЗОРЕНКО, В. О. КОЛЯДА, инженеры, **Е. В. ШАПОВАЛОВ**, канд. техн. наук, **Н. Ф. ЛУЦЕНКО, Т. Г. СКУБА**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены два алгоритма распознавания валика усиления сварного шва на цифровых изображениях, полученных с помощью оптического триангуляционного сенсора — нейросетевой и вероятностный. Эффективность их использования подтверждена экспериментальной проверкой.

Ключевые слова: сварной шов, валик усиления, кромка, распознавание образов, алгоритм распознавания, определение положения, триангуляционный сенсор, автоматизация, цифровое изображение, искусственная нейронная сеть, нейросетевой алгоритм

Существует ряд задач, для решения которых необходим инструментарий, позволяющий автоматически определять положение валика усиления сварного шва. Например, в процессе автоматизированного ультразвукового контроля продольных швов крупногабаритных конструкций необходимо выполнять автоматическую коррекцию положения ультразвуковых датчиков относительно валика усиления сварного шва или для реализации роботизированной шлифовки сварного шва необходимо автоматическое центрирование шлифовального круга относительно шва. Эти и подобные задачи могут быть решены путем включения в систему позиционирования рабочего инструмента обратной связи по положению сварного шва.

В настоящее время для автоматического определения координат валика усиления сварного шва чаще всего применяют бесконтактные оптические сенсоры, работающие по принципу светового сечения, что подробно рассмотрено в [1, 2]. Согласно принципу светового сечения, световая плоскость пересекает объект (в данном случае сварной шов), формируя на его поверхности световую полосу. Телевизионная камера, расположенная под некоторым триангуляционным углом к световой плоскости, регистрирует световую полосу и формирует цифровое изображение, на котором световая полоса представляется пикселями с более высокой интенсивностью, чем основной фон (рис. 1). Алгоритмы распознавания линии световой полосы на цифровых изображениях не отличаются особой сложностью и широко известны [3]. Более сложной задачей является анализ и обработка найденной линии световой полосы для определения координат кромок валика усиления сварного шва. Данная задача усложняется наличием ряда факторов: высокой вероятностью возникновения помех в зоне шва в виде неровностей и брызг расплавленного металла; изменчивостью формы и нечеткостью кромок валика усиления сварного шва. Простые алгоритмы обработки линии световой полосы, которые предлагают, например, авторы работы [1], не всегда позволяют находить с необходимой точностью координаты шва. Отсюда необходимы алгоритмы, позволяющие повысить достоверность распознавания кромок валика усиления сварного шва. В настоящей работе предложены вероятностный и нейросетевой алгоритмы обработки линии световой полосы.

Линию световой полосы на цифровом изображении можно представить в виде дискретной функции K(x) (рис. 2). Значение функции определяет номер строки, в которой находится пиксель линии световой полосы, принадлежащий столбцу x изображения. Задача определения координат кромок валика усиления сварного шва состоит в нахождении номеров столбцов x_l и x_r , соответствующих точкам левой и правой кромок валика (рис. 2).

В нейросетевом алгоритме распознавания валика усиления последовательно сканируются точки дискретной функции *K*(*x*) световой полосы.



Рис. 1. Световая полоса на цифровом изображении сварного шва

© Я. П. Лазоренко, В. О. Коляда, Е. В. Шаповалов, Н. Ф. Луценко, Т. Г. Скуба, 2009

AUTRADUCTIC



Рис. 2. Дискретная функция *K*(*x*), задающая линию световой полосы

Для каждой точки оценивается вероятность ее соответствия кромке валика. Оценка вероятности выполняется с помощью искусственной нейронной сети (ИНС) прямого распространения [4]. На вход ИНС подаются информативные признаки кромки валика усиления, которые вычисляются для каждой точки функции K(x) на основе свойств локальной окрестности этой точки. На основе анализа входных значений признаков на выходе ИНС формируются значения выхода нейронной сети P(x), представляющие собой оценки вероятности соответствия каждой из точек х кромке валика. Величина P(x) принимает значения от 0 до 1. Чем больше значение P(x), тем больше вероятность того, что кромка валика находится в точке х. Точки, соответствующие двум локальным максимумам функции P(x), выбираются в качестве найденных кромок валика x_l (левая кромка) и x_r (правая кромка).

Используются три информативных признака кромок валика: модуль второй производной K''(x); отклонение $\sigma(x)$; угол наклона $\alpha(x)$. Для каждой точки вычисляются два набора признаков: $K_l'(x)$, $\sigma_l(x)$, $\alpha_l(x)$ и $K_r''(x)$, $\sigma_r(x)$, $\alpha_r(x)$. Первый набор включает признаки левой, а второй — правой кромки. Признак $\sigma_l(x)$ представляет собой среднеквадратическое отклонение точек функции K(x)в локальной окрестности [x; x + R] точки x от прямой, аппроксимирующей функцию K(x) в области [x - R; x), где R — размер локальной окрестности. Угол наклона $\alpha_l(x)$ представляет собой угол между прямой, аппроксимирующей K(x) в области [x;





x + R], и прямой, аппроксимирующей K(x) в области [x - R; x). Признаки правой кромки $K''_r(x)$, $\sigma_r(x)$, $\alpha_r(x)$ рассчитываются так же, как и признаки левой кромки, но все интервалы выбираются зеркально отраженными относительно точки x, для которой вычисляются признаки.

ИНС состоит из двух слоев нейронов (рис. 3): первый слой — из пяти нейронов; второй — из одного нейрона. В качестве нелинейной функции нейронов используется сигмоидальная функция активации. На нейроны первого слоя передаются входные сигналы — значения информативных признаков. Выходные сигналы нейронов первого слоя поступают на входы нейрона второго слоя. На выходе нейрона второго слоя формируется выходной сигнал ИНС P(x).

Для корректной работы ИНС требуется ее обучение, которое состоит в настройке весовых коэффициентов сети. Обучение ИНС осуществляется с помощью специального алгоритма на основе набора так называемых обучающих примеров, представляющих собой примеры правильной реакции ИНС, т. е. значение выхода P(x), адекватное заданному набору значений входов K''(x), $\sigma(x)$, $\alpha(x)$. Обучающие примеры формируются на основе признаков, вычисленных для определенных точек линий световых полос, полученных после обработки набора изображений сварных швов. В качестве алгоритма обучения ИНС используется алгоритм обратного распространения ошибки [4].

В вероятностном алгоритме распознавания валика усиления так же, как и в нейросетевом, последовательно сканируются точки дискретной функции K(x) световой полосы. Оценки вероятности соответствия каждой точки кромке валика вычисляются на основе гистограмм распределения плотности вероятности информативных признаков кромок валика. В качестве признаков используется тот же набор признаков (K''(x), $\sigma(x)$, $\alpha(x)$), что и в нейросетевом алгоритме. Гистограммы распределения плотности вероятности вычисляются для набора значений признаков, вы-



Рис. 4. Результат определения координат кромок валика усиления сварного шва с помощью нейросетевого алгоритма

A DURANTERICARE

численных для множества изображений световых полос в точках, соответствующих кромкам валика усиления сварного шва.

Оценка вероятности соответствия заданной точки кромке валика рассчитывается следующим образом. Сначала для данной точки вычисляются значения признаков K''(x), $\sigma(x)$, $\alpha(x)$. Затем по гистограммам каждого из этих признаков определяются соответствующие значения плотности вероятности. Искомая оценка вычисляется как среднее арифметическое этих плотностей вероятности.

Решение о том, какие точки функции K(x) соответствуют кромкам валика усиления, принимается на основе вычисленных по гистограммам оценок по той же схеме, что и для нейросетевого алгоритма.

При исследовании эффективности алгоритмов распознавания валика усиления сварного шва выполняли экспериментальную проверку алгоритмов на тестовых изображениях сварных швов со световой полосой. В данном исследовании использовали тестовый набор, состоящий из 650 изображений. Обучение нейросетевого алгоритма и вычисление гистограмм для вероятностного алгоритма проводили на наборе, состоящем из 110 изображений. В результате исследований установлено, что с помощью разработанных алгоритмов правильно определены координаты кромок валика усиления сварного шва для 98 % тестовых изображений. Основной причиной ошибок при определении координат являлись относительно большие (по размерам сравнимые с валиком) брызги металла, которые ошибочно принимались за валик усиления шва. При отсутствии больших брызг металла в области световой полосы координаты кромок валика определялись правильно.

Таким образом, на основании полученных результатов экспериментальных исследований можно сделать вывод об эффективности разработанных алгоритмов распознавания валика усиления сварного шва и возможном практическом применении предложенных алгоритмов.

- 1. *Development* and control of an automated robotic weld bead grinding system / D. E. Whitney, A. C. Edsall, A. B. Todtenkopf et al. // J. Dynatic Systems Measurement Control. — 1990. — № 2. — P. 166–176.
- Schilf M., Horber H. Sensoren zum schweissen mit offenem lichtbogen // Schweissen und Schneiden. — 2001. — № 53. — S. 455–458.
- 3. *Haug K., Pritschow G.* Robust laser-stripe sensor for automated weld-seam-tracking in the shipbuilding industry // Proc. of the 24th Annual conf. of the industrial electronics society. 1998. 2. P. 1236–1241.
- Калан Р. Основные концепции нейронных сетей / Пер. с англ. — М.: Изд. дом «Вильямс», 2003. — 288 с.

The paper deals with two algorithms of identification of weld bead reinforcement in digital images obtained with an optical triangulation sensor — neuronet and probabilistic. Effectiveness of their application is confirmed experimentally.

Поступила в редакцию 19.02.2009



ПО СТРАНИЦАМ ЖУРНАЛА «WELDING JOURNAL», 2009, № 2

Ј.-Н. Cho and S.-J. Na (Корея). ТРЕХМЕРНЫЙ АНАЛИЗ РАСПЛАВЛЕННОЙ ВАННЫ ПРИ ГИБРИДНОЙ МАГ-ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ

В работе предложена имитационная модель для анализа расплавленной ванны при процессе лазерно-дуговой гибридной сварки с использованием коммерческого пакета Флоу-3Д. Эта модель состоит из трех основных управляющих уравнений неразрывности, количества движения и энергии. Для осуществления слежения за свободной поверхностью ванны принимается метод объема течения. Такие физические явления дуговой сварки в расплавленной ванне, как электромагнитная сила, поверхностное натяжение и давление дуги применяются в качестве граничных условий или массовой силы жидкости. Дополнительно используется модель отражения Фреснеля в качестве механизма поглощения энергии для лазерного луча на металлических поверхностях.



Результаты моделирования позволили сделать следующие обобщения:

 из-за течения дна парогазового канала образуется завихрение, которое в основном влияет на формирование верхнего валика;

 в ванне наблюдаются захваченные пузырьки, поскольку неустойчивость парогазового канала начинается с середины высоты по его глубине;

 скорость сварки недостаточно высока для того, чтобы пузырьки остались за парогазовым каналом, т. е., вероятно, захваченный воздух уходит через парогазовый канал; 4) процесс слияния и разделения парогазового канала и углубления под дугой постоянно повторяется каждые 30 мс в боковом сечении при высоте 0,47 мм. Однако эти параметры зависят от режимов сварки, следовательно, остаются постоянными при других режимах;

5) ширина валика в основном определяется источником тепла МАГ, а лазер оказывает существенное влияние на глубину проплавления.

J. U. Park, S. C. Park, C. H. Lee (Корея). УПРАВЛЕНИЕ ПРОДОЛЬНОЙ ИЗГИБНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ НАПЛАВЛЕННЫХ БАЛОК С ПОМОЩЬЮ ВЧ-НАГРЕВА

В работе предложен индукционный нагрев как новый метод снижения продольной деформации изгиба, вызванной сваркой угловых швов при изготовлении составных балок. Этот метод позволяет контролировать продольную деформацию изгиба одновременно со сваркой угловых швов, что приводит к улучшению производительности и качества сборки блоков. Описан также механизм продольной деформации изгиба и влияние параметров индукционного нагрева на продольную деформацию изгиба с помощью численного анализа и экспериментальных результатов. Получены следующие результаты.

1. На основании результатов трехмерного термического упругопластического анализа продольная деформация изгиба создается моментом сварки $M_{\rm CB}$, который можно получить, умножив силу усадки $P(Q_{\rm CB})$ в сварной части на расстояние $N_{\rm w}$ от нейтральной оси поперечного сечения составной балки до источника сварочного тепла. Кроме того, продольная деформация изгиба увеличивается по мере возрастания величины усадки и расстояния от нейтральной оси до сварочного источника питания.

 Продольная деформация изгиба, вызываемая изгибающим моментом, возникающим при сварке, может быть уменьшена за счет создания индукционного момента M_i той же величины, что и изгибающий момент, и ориентации его в направлении, противоположном изгибному моменту. Затем создается индукционный момент M_i путем контроля интенсивности индукционного тепловложения и расстояния N_i от нейтральной оси до индукционного источника тепла.

3. При выполнении экспериментов по изучению влияния интенсивности индукционного тепловложения и его местоположения на продольную деформацию изгиба установлено, что продольная деформация изгиба снижается при повышении температуры индукционного нагрева, а расстояние от нейтральной оси до источника индукционного нагрева увеличивается. Но существует возможность приложения слишком большого индукционного нагрева и фактически получения большей деформации в обратном направлении.

4. При сопоставлении расчетной температуры и места индукционного нагрева, полученных при численном анализе, и экспериментальных результатов на больших конструкциях с Т-образным сечением, был сделан вывод о том, что продольную деформацию изгиба можно контролировать по температуре и месту индукционного нагрева для больших конструкций Т-образного сечения с изменяющимися размерами.

О. М. Akselsen, Н. Fostervoll, С. Н. Ahlen (Норвегия). ГИПЕРБАРИЧЕСКАЯ ДУГОВАЯ СВАРКА МЕТАЛЛИЧЕСКИМ ЭЛЕКТРОДОМ В ЗАЩИТНОМ ГАЗЕ ДУПЛЕКСНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ 12 и 35 бар

В работе проведена оценка свариваемости дуплексных сталей в гипербарических условиях, подходящих для последующей дистанционной сварки горячим проходом. Результат получен с помощью горизонтальной сварки проволокой Inconel R 625 в V-образную разделку на пластинах из дуплексной стали типа 2205 в камере с давлением 12 и 35 бар. Наибольшая максимальная твердость определена в зоне термического влияния (ЗТВ) корневого валика, где замерены значения HV 10 в диапазоне от 260 до 280. Результаты показывают несовпадение прочностных свойств металла шва в отношении предела текучести (~460...490 МПа), тогда как предел прочности при растяжении (~740 МПа) находится на том же уровне, что и у основного металла. Ударная вязкость при -30°С была высокой для всех испытанных участков (металл шва, граница сплавления) ЗТВ вблизи границы сплавления, имела значения, значительно более высокие, чем определенные требованиям. Оценена микроструктура металла ЗТВ и металла шва. Хотя швы были практически одинаковыми, оказалось, что шов, выполненный при давлении 35 бар, имеет тонкую зону феррита (0...40 мкм толщиной) в металле ЗТВ вблизи границы сплавления. Микроструктура металла шва состояла из первичных и вторичных дендритных осей, которые затвердевают первыми. Во время этой фазы затвердевания элементы растворенного вещества обогащают жидкий раствор. При пониженной температуре растворимость, вероятно, будет превышена с соответствующим формированием интерметаллидных фаз, а также нитридов/карбидов. В конце раствор металла шва подвергался зондовому микроанализу и демонстрировал большие вариации в химическом составе металла шва разных проходов. Обсуждены результаты с точки зрения коррозии и ударной вязкости.

В работе сделаны следующие выводы:

 HV10 283 было наивысшим значением твердости, найденным в металле ЗТВ дуплексной стали типа 2205. Все остальные значения были ниже 250. Тем не менее следует отметить, что эти швы подверглись свободной деформации, поскольку элементы жесткости не использовались;

2) оба шва (выполненные при давлении 12 и 35 бар) демонстрировали ситуацию несовпадения прочности, где предел текучести металла шва меньше, чем у основного металла (518 МПа). Пределы текучести составляли 491 и 468 МПа для давления 12 и 35 бар соответственно с соответствующим пределом прочности при растяжении 739 и 735 МПа. Предел прочности при растяжении аналогичен основному металлу;

3) ударная вязкость (-30 °C) для всех участков сварного соединения оказалась высокой (> 100 Дж);

 необходимо обратить внимание на большую долю объема феррита (около 100 %) в узкой (до 40 мкм) на границе сплавления шва, хотя наличие этого факта не очевидно, пос-



кольку все значения вязкости были очень высокими, включая границу сплавления;

5) в микроструктуре металла шва обнаружено затвердевание дендрита с первичными и вторичными осями дендрита, а также междендритными областями с обогащением их элементами, в основном ниобия и молибдена. Снижение растворимости этих веществ при охлаждении привело к образованию интерметаллидных фаз. 6) растворение металла шва привело к большим локальным вариациям его химического состава. Количественное влияние этих вариаций в химическом составе не может быть оценено исходя из данного исследования, но более низкий уровень твердости должен был удовлетворить требования, установленные для кислой (или, как минимум, среднекислой) среды.

D. Woodforl (США). ОБНАРУЖЕНИЕ ТРЕЩИН В РЕАЛЬНОМ РЕЖИМЕ ВРЕМЕНИ В АВИАЦИОННО-КОСМИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЯХ

При создании реактивных двигателей и другого высокоскоростного оборудования необходима проверка работоспособности и эксплуатационной долговечности высокоскоростных вращающихся компонентов. Фундаментальной методикой оценки роторов турбинного двигателя является эмпирическая проверка и подтверждение количества циклов, которые роторы могут выдержать, до заранее заданного числа или полной поломки. Такой тип проверки, как правило, относят к испытанию с малоцикловой усталостью (МЦУ).

Во время стандартного испытания с МЦУ количество циклов на компонент ротора двигателя увеличивали и уменьшали на установке быстрого вращения для того, чтобы подтвердить заданное число циклов. Традиционно эти испытания с МЦУ заканчиваются либо успешно лили полной поломкой ротора, обусловленной появлением усталостных трещин в детали. Это часто приводит к потере компонента и может вызвать повреждение технологической оснастки и других устройств испытательного оборудования.

При обнаружении трещин в роторах до их поломки имеет место значительная экономия средств и предотвращение поломок испытуемых роторов, а также оборудования для испытания. Время можно сэкономить посредством сокращения периодических проверок, прерываний и предотвратить его потерю, связанную с заменой поврежденных компонентов и оборудования. Система может также предоставить данные анализа зарождения и распространения трещины, что дает покупателям возможность определить расположение, режим и причину возникновения трещины. Можно расширить базу данных об усталостной долговечности вращающихся роторов и других критических в применении компонентов. Систему можно использовать с различным оборудованием, включая роторы реактивных двигателей, турбокомпрессоров, ракетных насосов, электродвигателей, роторы газовой турбины и роторы компрессора.

НОВАЯ КНИГА

Сидлин 3. А. Производство электродов для ручной дуговой сварки. — Киев: Екотехнологія, 2009. — 464 с.

A DIROCOULTREESSOR

В книге детально описаны все стадии технологического процесса производства металлических покрытых электродов для ручной дуговой сварки, применяемые материалы и оборудование. Даны теоретические основы процессов, протекающих как при изготовлении, так и при применении электродов. Особое внимание уделено вопросам обеспечения качества продукции.

Книга содержит следующие разделы: история электродного производства; покрытые электроды для сварки и наплавки; основные процессы, протекающие при ручной дуговой сварке; материалы для производства электродов; переработка материалов электродных покрытий; разварка силикатной глыбы и приготовление растворов жидких стекол; приготовление сухой шихты; приготовление обмазочной массы; нанесение покрытия на стержни; термообработка электродов; сортировка и упаковка электродов; управление качеством в электродном производстве; безопасность и охрана труда в электродном производстве.

Книга предназначена для инженерно-технического персонала, мастеров и рабочих электродных производств, может быть использована для индивидуальной подготовки рабочих на производстве для повышения их квалификации.



ДЕНЬ НАУКИ В ИЭС им. Е. О. ПАТОНА

В третью субботу мая в Украине отмечается профессиональный праздник работников науки — День науки. Целью его является широкое информирование общества о практических разработках отечественных научных работников, улучшение контактов между научными учреждениями и широкой общественностью, представителями деловых кругов.

В ИЭС им. Е. О. Патона стало доброй традицией в День науки приглашать студентов-первокурсников на экскурсию по музейному комплексу института и ряду отделов. Посещая отделы, молодежь узнает о новых направлениях исследований, разрабатываемом оборудовании и непосредственно может пообщаться с сотрудниками института.

Обычно инициаторами каждой из таких экскурсий являются члены Совета научной молодежи института (СНМИ). При этом каждый раз устроители стараются учитывать пожелания экскурсантов. В этом году их ожидал приятный сюрприз: староста первого курса сварочного факультета НТУУ «КПИ» Юра Кравченко работает в институте, в отделе специализированной высоковольтной техники и лазерной сварки (отд. 77). Он-то и помог студентам сориентироваться в выборе мест для посещения, организовал группу и приехал с ней. В институте их встретили председатель СНМИ канд. техн. наук С. Г. Войнарович и один из членов совета — В. Синюк. Студенты посетили музейный комплекс ИЭС им. Е. О. Патона, где ознакомились со славной историей института и его основателем академиком Евгением Оскаровичем Патоном.

В отделе физико-механических исследований свариваемости конструкционных сталей (отд. 18) молодых людей особенно заинтересовала технология подводной сварки. Они «вживую» увидели водолазные костюмы, бассейн, в котором проводятся эксперименты, переговорное устройство для связи с водолазом и непосредственно процесс сварки.

Кроме того, студенты познакомились с технологией и оборудованием для детонационного напыления. После этого их повели в «родной» отдел их старосты. Там сотрудник этого отдела, зам. председателя СНМИ канд. техн. наук В. Ю. Хаскин, ознакомил их с конструкцией твердотельных и газовых лазерных установок, продемонстрировал технологическую оснастку для проведения процессов лазерных сварки, резки и наплавки, а также гибридной лазерно-дуговой сварки. После этого студенты посетили лабораторию лазерной резки отдела № 77, где ознакомились с оборудованием для прецизионной резки.



Посещение музейного комплекса Института электросварки



Ознакомление с технологическим СО2-лазером



Демонстрация оборудования для подводной сварки

ENGERER NOVEMENT

На прощанье, завершая экскурсию, С. Г. Войнарович пожелал будущим выпускникам НТУУ «КПИ» найти такое профессиональное призвание, которое не только сможет материально обеспечить их и их будущие семьи, но и придется им по душе. Ведь одной из составляющих жизненного успеха является влюбленность человека в свою работу.

С. Г. Войнарович, В. Ю. Хаскин, кандидаты техн. наук



V ВСЕУКРАИНСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ И СПЕЦИАЛИСТОВ «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

27–29 мая 2009 г. на базе кардиологического санатория «Ворзель» прошла V Всеукраинская научнотехническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии», посвященные 75-летию основания ИЭС им. Е. О. Патона.

Для участия в конференции было заявлено 211 докладов молодых ученых и специалистов (в том числе 94 от сотрудников ИЭС), которые представляли 36 научных организаций, учебных заведений и предприятий Винницы, Луганска, Днепропетровска, Запорожья, Донецка, Днепродзержинска, Одессы, Николаева, Мариуполя, Херсона, Ивано-Франковска, Львова, Харькова, Чернигова, Киева и Москвы. К началу проведения конференции был издан сборник тезисов и программа работы. Участие в работе конференции приняли более 100 человек. Конференция проходила три дня в режиме пленарных заседаний, на которых было заслушано 85 докладов.

Открыл конференцию председатель оргкомитета, ученый секретарь ИЭС им. Е. О. Патона, д-р техн. наук Л. С. Киреев обращением Б. Е. Патона к молодым ученым и специалистам.

В представленных на конференции докладах были охвачены следующие направления:

прогрессивные технологии сварки и соединения материалов;

прочность, надежность и долговечность сварных конструкций;



Награжденные

технологии наплавки, нанесения покрытий и обработки поверхности;

процессы специальной электрометаллургии;

новые конструкционные и функциональные материалы;

техническая диагностика и неразрушающий контроль;

фундаментальные исследования физико-химических процессов (термодинамика, кинетика, микроструктура, фазовые превращения, электронная структура, свойства);

математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах.

Высокая честь выступить с первым докладом была предоставлена участнику всех пяти конференций, сотруднику отдела № 22 Е. В. Половецкому.

Представленные доклады были посвящены практически всем способам сварки: ударной (Е. В. Половецкий), плазменно-дуговой (А. А. Гринюк), дуговой точечной (П. В. Гончаров), лазерной (О. В. Сиора, А. Н. Палагеша, М. М. Аль-Шара), контактно-стыковой (К. В. Гущин), трением (И. В. Зяхор), гибридной лазерно-дуговой (В. Ю. Хаскин), плавящимся электродом (И. В. Березин), электронно-лучевой (Р. В. Мищенко), диффузионной (В. Е. Федорчук, Л. В. Петрушинец), прессовой (А. В. Ясинский), микроимпульсной (Н. А. Грановская) и др.

Работы, представленные сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона были посвящены как обеспечению технологических условий сварки, наплавки, обработки деталей и конструкций, так и исследованию фундаментальных процессов, происходящих при этих условиях.

Много работ было посвящено созданию материалов с новыми свойствами. Так, сотрудники Центра электронно-лучевых технологий (Е. В. Фесюн, В. М. Тараненко, К. В. Ляпина, Т. В. Мельниченко, А. И. Устинов) представили результаты исследований вакуумных конденсатов (галогенидов щелочных металлов, систем Fe–Cu, Ti–Al, Al–Cu).

Представители Винницкого национального технического университета (Д. В. Бакалец, Ю. Л. Хлевна, В. И. Шенфельд) рассказали о возможности использования для упрочнения и восстановления поверхностных слоев чугунов углеродной ткани или углеродных волокон.

Сотрудники Института проблем прочности им. Г. С. Писаренко исследовали сплавы: Ti–Sn–Ga (С. А. Бобырь), Ti–Si–Zr–Sn и Ti–Si–B–Sn (И. Д. Горная), Ti–36Al–Y (А. В. Герда), Fe–Mo–B и Ni–Mo–B

AUTOMATICATION

60



(С. В. Уткин), Ga–Cd (Д. С. Каниболоцкий), а Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова: Ti–Si (С. В. Ткаченко), Zr18Nb (П. Е. Рудой), Zr–Nb–Ti (Н. И. Хрипта).

Ряд докладчиков уделили внимание математическим методам расчета термонапряженного состояния сварных соединений, описанию поведения сварочной дуги и жидкой ванны, математическому моделированию свойств сварных соединений различных материалов при различных способах сварки.

Так, в Николаевском национальном университете кораблестроения используют методы математического моделирования напряженного состояния и пластических деформаций при диффузионной сварке (В. В. Квасницкий), рассчитывают напряженно-деформированное состояние при соединении металлокерамических и неметаллических деталей диффузионной сваркой и пайкой (А. В. Лабарткава), моделируют эффективность повышения продуктивности сварки путем дополнительного использования нетокопроводной проволоки (В. Г. Лебедев).

Большой интерес вызвал доклад «Физическое моделирование термодеформационных состояний металлов средствами комплекса «Gleeble-3800» (В. В. Жуков), так как это одна из установок, входящих в Центр коллективного пользования приборами, созданного при ИЭС им. Е. О. Патона на базе отдела физико-химических исследований материалов.

Во многих докладах, представленных сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона, рассмотрены различные виды порошков и свойства покрытий, полученных на их основе. При этом были представлены различные способы их нанесения. Исследованы покрытия самофлюсующиеся (А. Хуткий), стеклокерамические и металлокерамические (А. В. Черный), биокерамические (С. Г. Войнарович), из ультрадисперсных карбидов (В. А. Жданов), комплексного типа Al–Cu–Fe–Ti–Cr–Si (А. Ю. Туник), а также покрытия из суспензии TiO₂ (Е. К. Кузьмич-Янчук).

Большой интерес вызвала актуальная тема, посвященная сварке живых тканей. На эту тему было представлено два доклада: по разработке технологии, оборудования и инструментов для сварки кровеносных сосудов и контактной электросварке мягких живых тканей (А. В. Лебедев, А. Г. Дубко, Т. А. Фесюк), а представленный авторами ролик вызвал особое оживление в зале.

Ряд докладов был посвящен обеспечению безопасности в зоне сварки (А. Н. Безушко, А. Н. Тимошенко, А. А. Лукьяненко). Показана особенная опасность сварочных аэрозолей, в состав которых входят оксиды хрома (шестивалентного) и марганца (четырехвалентного), и проведена их классификация по степени опасности для человека.

Некоторые докладчики изложили материалы своих будущих кандидатских (Д. Д. Кункин, С. В. Уткин) и докторских (В. Ю. Хаскин, И. В. Зяхорь) диссертаций. 29-го мая состоялось торжественное закрытие конференции, на которой, традиционно, были вручены премии за лучшие доклады. І премия была присуждена Я. И. Матвиенко (ИЭС им. Е. О. Патона) за доклад «Твердофазные превращения при нагреве многослойных Al/Cu фольг, полученных электронно-лучевым осаждением»; II премии получили Т. А. Фисюк (ИЭС им. Е. О. Патона) за доклады «Контактная электросварка мягких живых тканей» и «Разработка технологии, оборудования и инструментов для сварки кровеносных сосудов в хирургии», П. В. Токмаков (Институт черной металлургии, г. Днепропетровск) за доклад «Эволюция развития технологии беспрерывной сортовой прокатки с использованием неприводных прокатных клетей»; Ш премии получили Д. М. Жиров (ИЭС им. Е. О. Патона) за доклад «Плазменная технология восстановления деталей», И. В. Гайдук (НТУУ «КПИ») за доклад «Разработка методики исследования газолазерной резки с использованием водород-кислородной смеси» и А. С. Гуденко (ОАО НПО «ЦНИИТ-МАШ», Москва, Россия) за доклад «Исследование причин образования трещин в новых лопатках (состояние поставки), поставленных ОАО «Турбоатом» на блок № 3 Смоленской АЭС».

Финансовую поддержку конференции оказала компания Бинцель Украина ГмбХ Украина (директор Ю. А. Дидус).

Подводя итоги, хотелось бы отметить благожелательное отношение и всестороннюю помощь в проведении конференции сотрудников кардиологического санатория «Ворзель» и лично главного врача Руденко Тамилы Гавриловны.

Большая техническая и организационная помощь по проведению конференции была оказана следующими подразделениями ИЭС: НТК «ИЭС им. Е. О. Патона» (В. Н. Проскудин), № 90 (Л. С. Киреев), № 8 (Л. М. Лобанов), № 22 (Г. М. Григоренко). Следует отметить большой вклад в подготовку и проведение конференции членов оргкомитета С. Г. Войнаровича (отд. № 73), С. Н. Степанюка (отд. № 10), С. Г. Григоренко (отд. № 22), В. В. Савицкого (отд. № 8), А. Б. Лесного (отд. № 34), Е. К. Кузьмича-Янчука (отд. № 73), В. Е. Федорчука (отд. № 7) во главе с председателем — ученым секретарем ИЭС им. Е. О. Патона Л. С. Киреевым.

ALGURAMATICHURGEART

С. Г. Григоренко, В. А. Костин, кандидаты техн. наук

ПОДПИСКА — 2009 на журнал «Автоматическая сварка»

	Укра	ина	Poc	сия	Страны дальн	его зарубежья
Стоимость подписки через	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
редакцию*	240 грн.	480 грн.	2100 руб.	4200 руб.	78 дол. США	156 дол. США
	*В стоимость п	одписки включ	чена доставка з	заказной банд	еролью.	

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 Ф. И. О. Компания	 200 г. по	 200 r	. включительно
Должность Тел., факс, E-mail	 		



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

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

© Автоматическая сварка, 2009

Внутренняя вставка

Полноцветная (разворот АЗ) (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 прощади

 При заключении рекламных контактов на сумму, превышающую 1000\$, предусмотрена гибкая система скидок

Технические требования к рекламным материалам

• Размер журнала после обрези 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 СМҮК, разрешение 300 dpi

• К файлам должна прилагаться распечатка (макеты в формате Word не принимаются)

Подписано к печати 19.06.2009. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 9,00. Усл.-отт. 9,60. Уч.-изд. л. 10,01 + 2 цв. вклейки. Цена договорная. Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.



ИНФОРМАЦИЯ



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, AHO-12, AHO-21, AHO-21M, AHO-21V, AHO-27, AHO-36, AHO-37, MP-3, VOHU 13/45, VOHU 13/55, BH-48, AHO-TM, AHO-TM/CX, AHO-TM60, AHO-TM70, ТМЛ-1У, ТМЛ-3У, ЦУ-5, ТМУ-21У, ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, ЦЛ-11, ЭА-395/9. ЭА-400/10У. ЦЧ-4. Комсомолец-100. T-590, AHP-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-НпХ25П4Н3Т, ППС-ЭК1, ППС-ЭК2, ППР-ЭК3, ППР-ЭК4

Флюсы плавленые — по ГОСТ 9087-81, а также AH-M13, AH-25, AH-72

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

HYUNDAI WELDING CO., LTD.



Ваши надежные партнеры в мире сварки!



ALCONTROLINGCIAL

A

19410—ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ ФИ 1944 (Горилета), 65,7 Киев, 63150 (служ 1947 200-80-25, фил. (044) 200-85-17



АББ - Сердце робототехники



ИНФОРМАЦИЯ -



ОАО «ЗАПОРОЖСТЕКЛОФЛЮС»

69035, Украина г. Запорожье, ул. Диагональная, 2 Тел.: +380 (61) 289-03-53; факе: +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 «Запорожетеклофлюс» освоил производство сварочных флюсов новым методом – днойным 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,

TY Y 05416923.049-99, FOCT P 52222-2004).

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

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



МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ПРОБЛЕМЫ СВАРКИ, РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССОВ И ТЕХНОЛОГИЙ»

Организаторы конференции

Министерство образования и науки Украины Национальная академия наук Украины Национальный университет кораблестроения (НУК) Национальный технический университет Украины «КПИ» Институт электросварки им. Е.О. Патона Институт сильноточной электроники СО РАН РГТУ им. К.Э. Циолковского «МАТИ» Международная ассоциация «Сварка» Общество сварщиков Украины ГП НПКГ «Заря-Машпроект» ОАО судостроительный завод «Вадан Ярдс «Океан»

Место проведения конференции

Национальный университет кораблестроения им. Адмирала Макарова пр-т Героев Сталинграда, 9 г. Николаев, Украина

Порядок работы конференции

14 октября — заезд и регистрация участников; 15–16 октября работа конференции; 17 – отъезд участников конференции



Координаты оргкомитета

Ответственный секретарь Лабарткава Андрей Владимирович – (0512) 397-746; e-mail: welding@usmtu.edu.ua Заместитель председателя оргкомитета д.т.н. профессор Квасницкий Вячеслав Федорович – (0512) 397-318

