

СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Подборка статей,
опубликованных в журнале
«Автоматическая сварка» в 2006–2010 гг.

УДК 621.791.75.04;

Сварочные материалы. — Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2011. — 216 с.

В сборнике представлены статьи, опубликованные в журнале «Автоматическая сварка» за период 2006–2010 гг., по проблемам разработки, изготовления и применения сварочных материалов, включая покрытые электроды, порошковые проволоки и ленты, сварочные флюсы, а также материалы для наплавки. Представлены обзоры состояния рынка сварочных материалов в Украине, России и Китае.

Сборник предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов и аспирантов, занимающихся сварочными технологиями и их применением.

Издательский проект *А.Т. Зельниченко*

Составитель *В.Н. Липодаев*

Компьютерная верстка *Т.Ю. Снегирева*

Свидетельство серия ДК, № 166 от 6 сентября 2000 г.

© Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, 2011

© Международная ассоциация «Сварка», 2011

Подписано в печать 20.06.2011. Формат 60×84/8. Бум. офс. Офс. печ. Гарн. Укр. петер. Усл. печ. л. 44,0. Усл. кр.-отт. 30,0. Уч.-изд. л. 30,0.

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

СОДЕРЖАНИЕ*

Предисловие	5
<i>Скульский В. Ю.</i> Влияние легирования присадочного материала и свариваемой стали на структуру в зоне сплавления	7
<i>Балин А. Н., Березовский А. В., Вишневецкий А. А., Кулишенко Б. А.</i> Наплавочные материалы для упрочнения деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания	14
<i>Горынин И. В., Карзов Г. П., Тимофеев Б. Т., Галяткин С. Н.</i> Совершенствование материалов и технологии сварки для повышения безопасности и ресурса АЭС с реакторами ВВЭР	16
<i>Кондратьев И. А., Рябцев И. А., Черняк Я. П.</i> Порошковая проволока для наплавки слоя мартенситностареющей стали	22
<i>Рябцев И. И., Кусков Ю. М., Новикова Д. П.</i> Влияние фосфора на трещиностойкость низкоуглеродистого наплавленного металла	26
<i>Завалинич Д. А., Дзюба В. М., Лозовой В. Г., Сторожик Д. Л.</i> Сравнительный анализ применения покрытых электродов при капитальном ремонте магистральных нефтепроводов	30
<i>Кузьменко Г. В., Кузьменко В. Г., Галинич В. И., Отроков В. В., Лактионов М. А.</i> Однопроходная электродуговая сварка закладным электродом металла большой толщины	38
<i>Матвиенко В. Н.</i> Порошковая проволока для упрочнения шеек и галтелей прокатных валков	44
<i>Малинов В. Л.</i> Экономнолегированные электродные материалы, обеспечивающие в наплавленном металле деформационное упрочнение при эксплуатации	49
<i>Рябцев И. А.</i> Структурная наследственность в системе исходные материалы–металлический расплав–твердый металл (Обзор)	53
<i>Рябцев И. А., Кусков Ю. М., Кондратьев И. А., Черняк Я. П., Рябцев И. И.</i> Материалы и энергосберегающие технологии наплавки для восстановления и изготовления деталей машин и механизмов	59
<i>Походня И. К., Явдоцин И. Р., Марченко А. Е., Скорина Н. В., Карманов В. И., Фольборт О. И.</i> Низководородные электроды для судоремонта, ремонта объектов металлургического комплекса и трубопроводного транспорта	65
<i>Шлепаков В. Н., Игнатюк В. Н., Котельчук А. С., Гитин Ю. М.</i> Механизированная ремонтная сварка порошковой проволокой агрегатов металлургического комплекса	70
<i>Игнатченко П. В.</i> Производство сварочных материалов в СНГ (по материалам IV Международной конференции по сварочным материалам стран СНГ)	77
<i>Залевский А. В., Галинич В. И., Осипов Н. Я., Нетяга В. И., Кириченко О. П.</i> Сварочно-технологические свойства нового флюса марки АН-47ДП	83
<i>Черняк Я. П.</i> Сравнительная оценка износостойкости электродных материалов, применяемых для восстановления трамвайных рельсов	89
<i>Рябцев И. И.</i> Расчетно-экспериментальная оценка эффективности легирования фосфором высоколегированного наплавленного металла	92
<i>Кондратьев И. А., Рябцев И. А., Богайчук И. Л., Новикова Д. П.</i> Структура наплавленного металла типа графитизированных заэвтектоидных сталей	97
<i>Лентюгов И. П., Рябцев И. А., Кузьменко О. Г., Кусков Ю. М.</i> Металлоабразивные шлифовальные отходы, методы их переработки и опыт применения в наплавочных материалах	101
<i>Головкин В. В., Галинич В. И., Гончаров И. А., Осипов Н. Я., Нетяга В. И., Олейник Н. Н.</i> Агломерированные флюсы — новая продукция ОАО «Запорожстеклофлюс»	107
<i>Карасев М. В., Работинский Д. Н., Алимов А. Н., Гребенчук В. Г., Головин С. В., Розерт Р.</i> Сварка стыковых швов мостовых конструкций и трубопроводов порошковой проволокой с использованием оборудования для управления переносом металла	111

* В нижних колонтитулах сохранена оригинальная нумерация страниц, соответствующая дате публикации статьи.

<i>Походня И. К.</i> Металлургия дуговой сварки конструкционных сталей и сварочные материалы	116
<i>Шлепаков В. Н., Наумейко С. М.</i> Особенности десульфурации металла шва при сварке порошковой проволокой	129
<i>Сидлин Э. А.</i> Состояние производства сварочных материалов в России	133
<i>Рябцев И. И., Кондратьев И. А., Костин В. А., Новикова Д. П., Богайчук И. Л., Бабинец А. А.</i> Структура фосфорсодержащего наплавленного металла типа инструментальных сталей	137
<i>Дзыкович В. И.</i> Влияние процесса термоцентробежного распыления на свойства сферических частиц карбидов вольфрама	145
<i>Малинов Л. С., Малинов В. Л., Орлов Л. Н., Голякевич А. А.</i> Новая порошковая проволока, обеспечивающая эффект деформационного упрочнения наплавленного металла при эксплуатации	148
<i>Рябцев И. А., Кондратьев И. А., Гадзыра Н. Ф., Давидчук Н. К., Богайчук И. Л., Гордань Г. Н.</i> Влияние ультрадисперсных карбидов в порошковых проволоках на свойства теплоустойчивого наплавленного металла	151
<i>Жудра А. П., Ворончук А. П., Великий С. И.</i> Оборудование и материалы для износостойкой наплавки листовых футеровочных элементов	155
<i>Головко В. В., Гончаров И. А.</i> Методика оценки стойкости гранул сварочных флюсов против разрушения	158
<i>Жудра А. П., Ворончук А. П., Фомакин А. А., Великий С. И.</i> Новое оборудование для наплавки конусов и чаш засыпных аппаратов	161
<i>Рябцев И. А., Черняк Я. П., Рябцев И. И., Жданов В. А., Богайчук И. Л.</i> Структура и износостойкость наплавленного металла 20X5M2ФС, легированного серой и фосфором	164
<i>Шлепаков В. Н., Гаврилюк Ю. А., Котельчук А. С.</i> Современное состояние разработки и применения порошковых проволок для сварки углеродистых и низколегированных сталей	169
<i>Рябцев И. А., Кондратьев И. А., Черняк Я. П., Гордань Г. Н., Соломийчук Т. Г., Годзыра Н. Ф.</i> Структура и свойства высокомарганцевого наплавленного металла	175
<i>Дзыкович В. И., Жудра А. П., Белый А. И.</i> Свойства порошков карбидов вольфрама, полученных по различным технологиям	178
<i>Походня И. К., Котельчук А. С.</i> Прогресс черной металлургии и производства сварочных материалов в КНР (Обзор)	182
<i>Залевский А. В., Галинич В. И., Проценко Н. А., Кухаренко В. В.</i> Кодовые обозначения флюсов отечественного производства и комбинаций флюс+проволока в соответствии с международными стандартами	187
<i>Рябцев И. А., Кондратьев И. А., Васильев В. Г., Жданов В. А., Бабинец А. А.</i> Исследование структуры и эксплуатационных свойств наплавленного металла для восстановления и упрочнения прокатных валков	195
<i>Походня И. К., Марченко А. Е., Явдоцин И. Р., Скорина Н. В., Фольборт О. И.</i> Обоснование системы раскисления и микролегирования наплавленного металла электродов для сварки и ремонта мостовых и транспортных конструкций	200
Международная конференция по сварочным материалам	211
Порошковые проволоки для восстановительной и упрочняющей наплавки молотков роторных измельчителей	214
Предприятие «ТМ.ВЕЛТЕК»	215



ПРЕДИСЛОВИЕ

Сварка является одним из ведущих технологических процессов в промышленности и строительстве, при этом основной объем сварочных работ выполняется дугowymi процессами с использованием разнообразных сварочных материалов. Среди них ручная дуговая сварка покрытыми электродами (ММА), сварка в среде инертных газов плавящимся проволочным электродом (МИГ), сварка в среде активных газов плавящимся проволочным электродом или порошковой проволокой (МАГ), автоматическая сварка под флюсом. Поэтому совершенствованию сварочных материалов и повышению эффективности дугowych процессов сварки с их применением уделяется самое серьезное внимание.

Данная подборка статей позволяет ознакомить инженерно-технических работников сварочного производства с направлениями работ, проводимых ведущими специалистами Украины и России как по созданию новых сварочных материалов для дуговой сварки и наплавки, так и применению их при решении тех или иных технологических задач.

Книга может оказать помощь в профессиональной подготовке и повышении квалификации инженерно-технических работников сварочного производства, стать пособием при решении практических задач, возникающих при изготовлении, монтаже и ремонте сварных конструкций и оборудования.

Книга включает 42 статьи из журнала «Автоматическая сварка» за 2006–2010 гг. и с учетом использованной библиографии может служить руководством при разработке, производстве и применении сварочных материалов.

*От редакции
журнала «Автоматическая сварка»*

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ПРИСАДОЧНОГО МАТЕРИАЛА И СВАРИВАЕМОЙ СТАЛИ НА СТРУКТУРУ В ЗОНЕ СПЛАВЛЕНИЯ

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

На примере сварных соединений, полученных при использовании сталей и сварочных материалов, рассмотрены особенности формирования структуры в зоне сплавления соединений, материалов, имеющих различное легирование и относящихся к различным структурным классам. В зависимости от соотношения температур интервала кристаллизации $T_L - T_S$ основного металла и шва в ЗС может развиваться оплавление зерен, степень которого определяется различиями в значениях этих температур для сочетаемых материалов и скоростью охлаждения металла в околошовной зоне. На конечную структуру оказывает влияние термодинамическая активность углерода и его перераспределение между швом и основным металлом, что также зависит от легирования сочетаемых материалов.

Ключевые слова: дуговая сварка, зона сплавления, разнородные и однородные соединения, интервалы кристаллизации, скрытая теплота плавления, сварочная ванна, основной металл, оплавление зерен, перераспределение углерода

При изучении свойств мартенситной теплоустойчивой стали с повышенным содержанием хрома (~ 9 мас. %) установлено, что в сварных соединениях, полученных с использованием идентичных по легированию сварочных материалов, между швом и металлом ЗТВ образуется область с морфологией литого металла, но отличающаяся от структуры шва [1]. Показано, что эта область относится к основному металлу (ОМ), в котором зерна подвергались нагреву до температур их частичного и полного расплавления. Образующийся при этом расплав ОМ не участвовал в перемещении с наплавляемым присадочным металлом и образовывал так называемую несмешанную зону [2, 3]. В таких участках зоны сплавления (ЗС) отмечено появление отдельных светлых зерен, предположительно отнесенных к δ -ферриту, который образовался в результате фазового превращения при перегреве металла до начала оплавления межзеренных областей и перераспределения углерода [1]. Образование подобной структуры в соединениях исследуемых теплоустойчивых высокохромистых сталей носит закономерный харак-

тер и наблюдается как при ручной, так и механизированной сварке плавлением. Эксперименты с использованием аустенитных сварочных материалов при сварке хромистых сталей показали, что структура металла в ЗС может приобретать иное строение. В общем случае изменение содержания легирующих элементов в составе сварочных материалов (уровня легирования) сопровождается получением не только определенного структурного состояния наплавленного металла (металла шва), но и достижению иных значений его критических температур ликвидус – солидус ($T_L - T_S$).

Цель настоящей работы заключалась в изучении закономерностей формирования структуры металла ЗС в сварных соединениях, полученных при сочетании нескольких типов основных и присадочных материалов, отличающихся как структурным классом, так и уровнем температур интервала кристаллизации $T_L - T_S$.

Представленные в настоящей работе стали, сварочные проволоки и электроды (табл. 1) имеют различные области применения и выбраны только с целью моделирования различных типов опытных соединений. Значения $T_L - T_S$ определяли с помощью дифференциального термического анализа. Комбинации материалов, применяемых при получении опытных соединений, указаны в табл. 2.

Таблица 1. Перечень материалов с различным типом легирования

Материал	Структурный класс	T_S , °C	T_L , °C
Сталь P91 (0,1C-9Cr-MoVNbNiN)	M*	1480	1515
Сталь ЭП-794 (02X8H22C6)	A*	1250	1380
Порошковая проволока ПП9 (0,1C-9Cr-MoVNbNiN)	M	1480	1515
Проволока (Св-04X19H9T)	A	1380	1440**
Покрываемые электроды P89 (опытные) (0,1C-9Cr-MoVNbNiN)	M	1480	1515
Покрываемые электроды КТИ-9А (0,12C-11Cr-NiMoV)	M	Не определяли	
Покрываемые электроды АНВ-17 (02X19H18Г5АМ4)	A	1330	1380
Покрываемые электроды МНЧ-2 (65Ni-Cu)	A	1290	1330**

*M – мартенсит, A – аустенит; ** – данные, полученные на ветви охлаждения.

Таблица 2. Сочетания материалов в исследованных соединениях и условия их получения

Сочетание типов материалов		Характеристика процесса сварки (наплавки)
Свариваемая сталь (структурный класс)	Электродный материал	
P91 (M)	ПП9 (M)	Автоматическая наплавка валика на поверхность стали под флюсом СФТ9: диаметр проволоки 3,2 мм; $I_{св} = 350...370$ А; $U_{д} = 37...39$ В; $v_{св} = 19$ м/ч
P91 (M)	Св-04X19H9T (A)	Автоматическая наплавка валика на поверхность стали под флюсом СФТ9: диаметр проволоки 3 мм; $I_{св} = 330...360$ А; $U_{д} = 37...39$ В; $v_{св} = 19$ м/ч
P91 (M)	АНВ-17 (A)	Наплавка валика на сталь ручной дуговой сваркой: диаметр электрода 3 мм; $I_{св} = 110...115$ А, $U_{д} = 22...24$ В
P91 (M)	МНЧ-2 (A)	Наплавка валика на сталь в V-образную канавку ручной дуговой сваркой: диаметр электрода 3 мм; $I_{св} = 100...115$ А; $U_{д} = 22...24$ В
ЭП-794 (A)	P89 (M)	Ручная сварка стыкового соединения с V-образной разделкой: диаметр электрода 3 мм; $I_{св} = 115...120$ А; $U_{д} = 22...24$ В

Шлифы для металлографических исследований вырезали поперек продольной оси выполняемых валиков. Выявление микроструктуры ЗС в металле, имеющем мартенситную структуру, проводили путем химического травления в растворе азотной кислоты, в высоколегированном – электролитически в растворе щавелевой кислоты. При изучении микроструктуры использовали световой микроскоп «Neophot-32». Микротвердость измеряли твердомером ПМТ-3. Микрорентгенспектральный анализ проведен на установке фирмы «Сameбах».

Стали и сварочные материалы подобраны таким образом, чтобы в получаемых соединениях значения температур интервала кристаллизации ($T_L - T_S$) наплавленного металла были идентичны, меньше и больше, чем у ОМ. Эксперименты главным образом выполнены с использованием стали с 9 мас. % Сг, относящейся к группе новых теплоустойчивых сталей и представляющей исследовательский интерес.

Однородное сочетание мартенситных материалов (М–М). Микроструктура ЗС, получаемая при равенстве теплофизических характеристик свариваемой мартенситной стали и наплавленного металла, показана на рис. 1. Приведенное графическое представление значений $T_L - T_S$ позволяет ориентировочно оценить значения этих температур для металла шва в зависимости от долевого участия основного и присадочного металлов (ПМ). В данном случае вне зависимости от степени перемешивания сохраняется идентичность значений температур интервала кристаллизации стали, чистого электродного материала и металла шва. В этих условиях, как отмечалось ранее, структура в ЗС (при ручном и механизированном процессах сварки) образуется при развитии оплавления зерен ОМ, начиная от межзеренных границ и практически до полного их расплавления. На полноту расплавления зерен ОМ оказывают влияние степень предварительного разогрева прилежащих к сварочной ванне кромок (в результате тепла, выделяемого сварочной дугой, отходящими от нее газами и натекающими конвективными потоками) и характер рассеяния тепла, проходящего через стенки ванны.

Конвективные потоки представляют собой достаточно мощный инструмент вовлечения в процесс перемешивания жидких фракций в сварочной ванне. Под действием этих потоков (рис. 2) происходит даже отделение сцепленных между собой групп зерен ОМ, хотя такие группы, очевидно, имеют меньшую подвижность, чем жидкий металл. Причиной отделения следует считать образование жидких межзеренных прослоек, вдоль которых происходит отрыв групп более прочно сцепленных

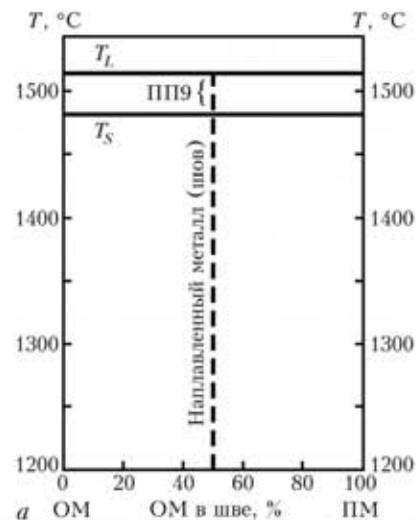


Рис. 1. Схематическое представление интервала $T_L - T_S$ для ОМ (сталь P91), собственно наплавленного металла сварочной проволокой ПП9 и металла однослойной наплавки валика на сталь в однородном соединении типа М–М (а) и микроструктура металла в ЗС (б), $\times 250$

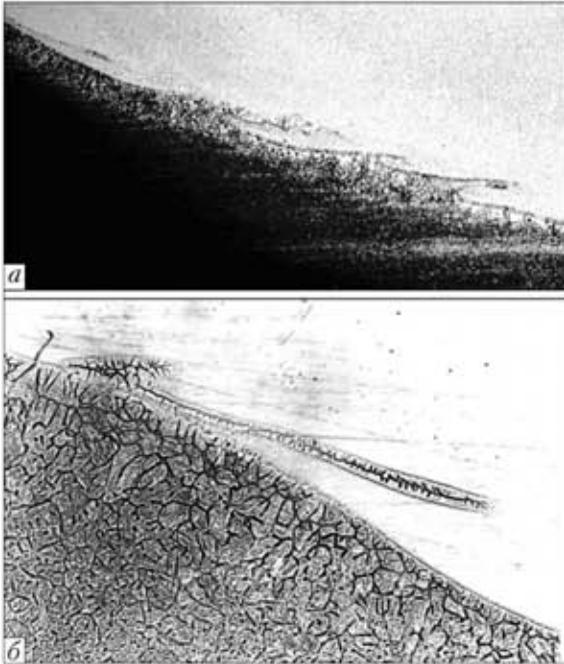


Рис. 2. Микроструктура металла в ЗС с отдельными слоями ОМ под действием конвективных потоков при наплавке валков на мартенситную сталь аустенитными сварочными материалами (сочетание М-А): а – проволока Sv-04X19H9T, $\times 50$; б – электрод АНВ-17, $\times 250$

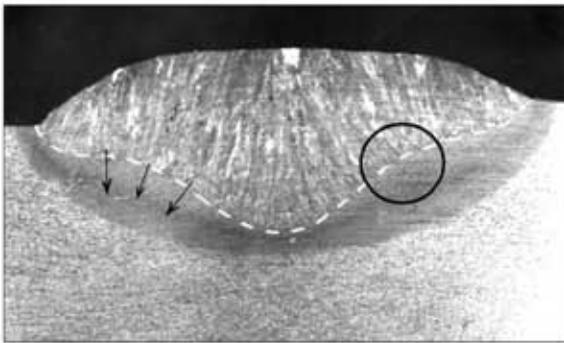


Рис. 3. Макрошлиф поперечного сечения шва с центральным глубоким проплавлением и переменной шириной образующейся при этом ЗТВ (окружностью обозначена область максимальной ширины ЗС, стрелками – схематическое направление отходящих от поверхности раздела шов-ОМ пересекающихся тепловых потоков)

между собой зерен. Хотя жидкость и имеет большую подвижность по мере приближения к стенкам сварочной ванны скорость ее перемещения ослабевает из-за действия межфазного натяжения у границы металл – жидкость и трения (касательных напряжений) между слоями. В результате перемешивание ухудшается и формируется область переменного химического состава. Отсюда можно заключить, что вероятным условием сохранения вблизи стенок ванны слоя жидкого ОМ, несмешиваемого с металлом сварочной ванны, является ослабление и отсутствие конвекции в пристеночной области. Последнее условие возможно только при достаточном развитии затвердевания определенной части металла шва. В таком случае расплав вдоль границы шов – ОМ должен возникнуть после начала кристаллизации прилегающих участков металла шва как следствие дополнительного перегрева ОМ теплом, отдаваемым металлом шва при

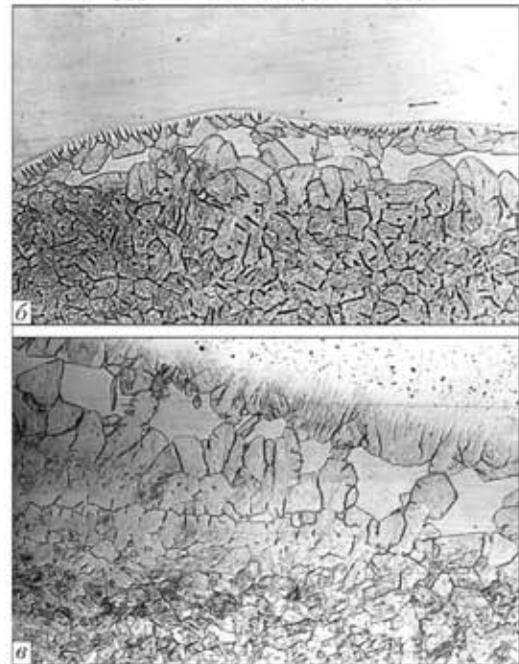
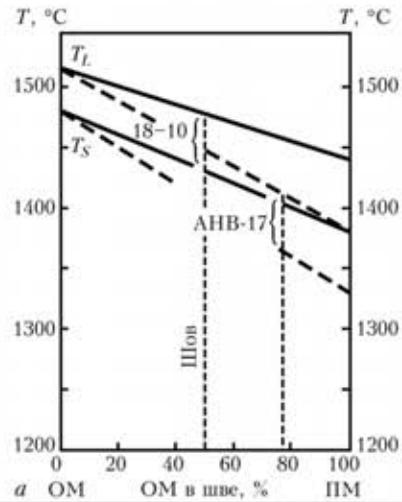


Рис. 4. Схематическое представление интервала $T_L - T_S$ для стали P91, собственно наплавленного металла электродами АНВ-17 и проволокой Sv-04X19H9T и металла при ручной (электродами АНВ-17) и механизированной (проволокой Sv-04X19H9T) однослойной наплавке валков на сталь (а) и микроструктуры металла в ЗС при наплавке электродами АНВ-17 (б), $\times 240$, и проволокой Sv-04X19H9T (а), $\times 400$

его остывании до начала изменения агрегатного состояния, и высвобождаемой скрытой теплотой плавления. Таким образом, в начале будет наблюдаться кристаллизация металла шва, сопровождающаяся остыванием расплава и формированием в нем кристаллического каркаса, исключающего конвекцию, и выделением скрытой теплоты плавления, а затем образование (или сохранение и увеличение количества ранее образовавшейся) прослойки жидкого ОМ в результате потребления им порции выделенной швом скрытой теплоты плавления. Согласно [4, 5] именно выделяющаяся скрытая теплота плавления является основным фактором, способным вызвать дополнительный перегрев металла от околоосадочных температур до температур плавления и образования слоя расплавленного ОМ по краям шва. Отсюда следует,



Рис. 5. Микротвердость структурных составляющих в области ЗС при наплавке валика на мартенситную сталь с 9 % Cr проволокой Св-04Х19Н9Т, $\times 400$, после сварки (а) и отпуска (б)

что чем выше температура интервала кристаллизации металла шва по сравнению с таковой свариваемой стали, тем более развитым должно быть ее оплавление при кристаллизации шва. Данное положение подтверждается представленными ниже результатами экспериментов.

В однородных соединениях, подобных рассмотренному выше, наиболее благоприятные условия для развития оплавления зерен ОМ и образования несмешанной зоны создаются в окрестностях уступов (область, обозначенная окружностью на рис. 3), образующихся в результате резкого перехода от менее глубокого к глубокому проплавлению, что характерно для швов с центральной «языкоподобным» проваром в поперечном сечении. Здесь наложение тепловых потоков, отходящих от шва нормально поверхности его раздела с ОМ (указаны стрелками), способствует более эффективному прогреву прилежащих участков околошовной зоны. В результате в этой области максимальную ширину приобретают как ЗТВ (в виде матовой полосы вокруг шва, где произошла фазовая перекристаллизация), так и ЗС [1]. Под областью узкого и глубокого провара вследствие более быстрого рассеяния тепла ЗТВ и ЗС имеют минимальную ширину.

Разнородное сочетание мартенсит — аустенит (М—А). Структуры металла в области ЗС при использовании сварочных материалов с меньшими значениями $T_L - T_S$, чем у ОМ, рассмотрены на примерах сочетаний вида мартенситная сталь (P91) — аустенитные сварочные материалы со следующими типами легирования: Fe—Cr—Ni (проволока Св-04Х19Н9Т), Fe—Cr—Ni—Mo—Mn (электроды АНВ-17) (рис. 4–6) и Ni—Cu (электроды МНЧ-2) (рис. 7).

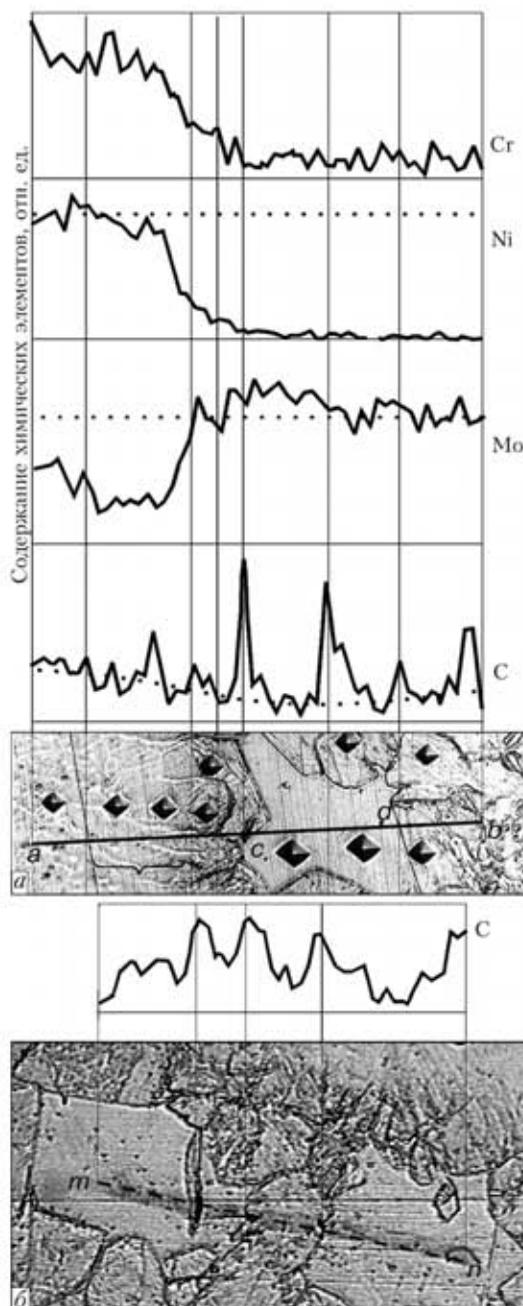


Рис. 6. Распределение хрома, никеля, молибдена и углерода в ЗС на участке *a-b* (см. рис. 5) при наплавке на сталь P91 валика проволокой Св-04Х19Н9Т (а) и распределение углерода между двумя светлыми зёрнами (фрагмент структуры на рис. 4, в) на участке *m-n*, параллельном границе ОМ со швом (б)

Значения температур интервала кристаллизации металла наплавляемых валиков в зависимости от долевого участия ОМ (~ 50 % при автоматической наплавке проволокой типа 18-10 и ~ 23 % при наплавке электродами АНВ-17) сдвигаются в область более высоких температур по сравнению с наплавленным присадочным металлом (рис. 4, а). В отличие от комбинации М—М в данном случае крупнокристаллической структуры в ЗС металла шва и ОМ не образуется. Наблюдается отчетливый переход от ОМ с мартенситной структурой к более светлой литой аустенитно-мартенситной структуре шва. Возле стенок ванны, в основном в периферийных частях поперечного се-

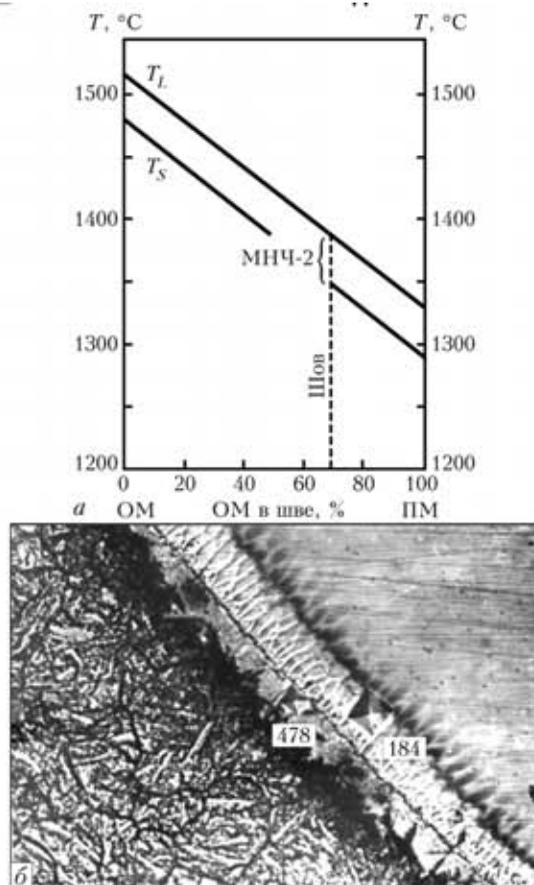


Рис. 7. Схематическое представление интервала $T_L - T_S$ для ОМ (сталь Р91), собственно наплавленного металла электродами МНЧ-2 (системы Ni-Cu) и металла валика, наплавленного на сталь в разнородном соединении типа М-А (а) и микроструктура металла в ЗС (б), $\times 1000$

чения шва, вследствие несовершенного перемещения наплавленного и отслоившегося ОМ структура шва имеет участки с ярко выраженной неоднородностью. В зоне активного пятна столба дуги дно ванны более гладкое и структура более однородна.

Часто в таких разнородных сочетаниях в ОМ параллельно границе со швом образуются ряды светлых зерен — предположительно δ -феррита (рис. 4, б, в; 5). Сопоставление распределения основных легирующих элементов (хрома, никеля, молибдена) с микроструктурой в области перехода от ОМ ко шву показывает (рис. 6, а), что граница шва проходит весьма близко к участкам «белой» фазы. Принимая во внимание особенности микроструктуры, можно заключить, что в процессе формирования соединения между светлыми зернами и расплавом могла существовать тонкая прослойка из нерасплавившихся полностью фрагментов зерен ОМ, от которых началась кристаллизация зоны переменного состава с мелкоячеистой первичной структурой.

«Белая» фаза отличается от окружающего мартенсита весьма малой твердостью (см. рис. 5, а), что свидетельствует об отсутствии склонности этой фазы к закалке. Среднее значение микротвердости мартенсита в околошовной зоне составляет $HV_{0,2} = 527$, светлых зерен $HV_{0,2} = 243$, аустенитно-мартенситного шва (в центре шва) $HV_{0,2} =$

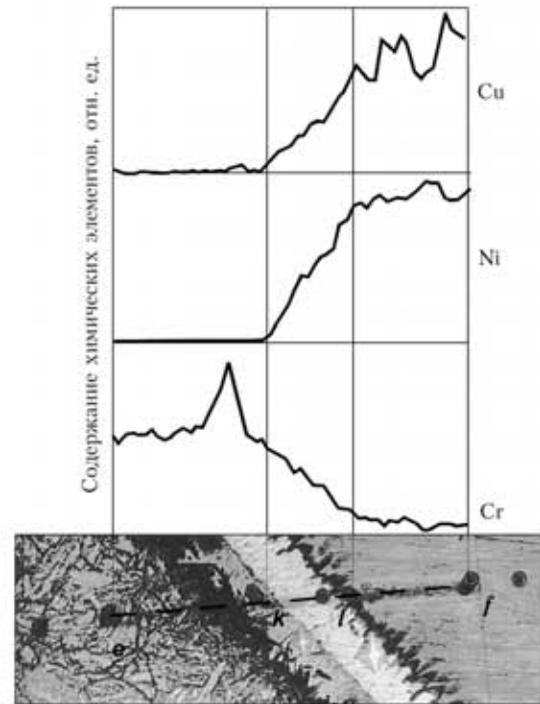


Рис. 8. Качественное распределение легирующих элементов поперек ЗС в соединении мартенситная сталь с 9 % Cr-Ni

488. В состоянии после отпуска микротвердость светлых зерен остается на уровне, близком к исходному ($HV_{0,2} = 180 \dots 212$), тогда как микротвердость мартенсита (среднее значение) падает до $HV_{0,2} = 290$; микротвердость металла шва в центральной его части также снижается до $HV_{0,2} = 209 \dots 220$. Для сравнения с исходной структурой соединения типа М-А после сварки (рис. 5, а) на рис. 5, б представлен вид того же соединения в состоянии после отпуска (760°C , 1 ч) с указанием значений микротвердости металла шва возле стенки сварочной ванны и фазовых составляющих в околошовной зоне.

Поскольку рассматриваемые светлые зерна δ -феррита почти не отличаются по содержанию легирующих элементов от окружающей мартенситной стали (табл. 3), основной причиной их образования следует считать обеднение этих микроучастков углеродом при его миграции в шов и в области оплавленных границ зерен. Так, результирующее распределение углерода между металлом ЗС и швом (рис. 6, а) показывает, что в шве наблюдается некоторое повышение его среднего базового содержания (точечная кривая). Пиковые значения скоплений углерода наблюдаются на границах раздела δ -феррит-мартенсит (в районе точек с и d) и в области границ зерен, отличающихся более темным контрастом. Пик в содержании углерода в центре зерна δ -феррита, очевидно, связан с его внутренней микрон неоднородностью. Распределение углерода на участке околошовной зоны $m-n$ на рис. 6, б также фиксирует его пиковые содержания у межфазных границ. При этом наблюдается некоторая тенденция снижения его базового уровня в области зерен δ -феррита. В пользу обезуглероживания светлых δ -ферритных зерен

Таблица 3. Результаты локального микрорентгеноспектрального анализа в ЗС при наплавке на сталь P91 валков аустенитными сварочными материалами (без термообработки)

Объект анализа*	Массовая доля элементов, %						
	Si	Cr	Mo	Nb	Ni	Mn	Ti
Мартенситная фаза (Т № 3) (Т № 4)	Наплавка под флюсом проволокой Св-04Х19Н9Т**						
	0,603	10,158	1,308	0,02	0,21	0,08	0,05
	0,578	10,249	1,203	0,085	0,120	0,094	0,002
	Наплавка электродами АНВ-17***						
	0,582	10,293	1,258	0,026	0,844	0,232	0,005
Светлое зерно δ -феррита (Т № 2) (Т № 1)	Наплавка под флюсом проволокой Св-04Х19Н9Т**						
	0,556	10,010	1,198	0,271	0,367	0,138	0,000
	0,622	10,206	1,427	0,369	0,126	0,024	0,000
	Наплавка электродами АНВ-17***						
	0,505	10,344	1,211	0,000	0,360	0,140	0,005

* — номера точек в скобках соответствуют индексам возле перекрестий на рис. 5, а, обозначающих места локального микрорентгеноспектрального анализа. ** — наплавка на сталь: 0,1 С–0,34 Si–0,47 Mn–0,003 S–0,018P–8,5 Cr–0,28 Ni–0,93 Mo–0,2V–0,072 Nb–0,06 N. *** — наплавка на сталь: 0,085 С–0,33 Si–0,43 Mn–0,015 S–0,013 P–8,85 Cr–0,12 Ni–1,0 Mo–0,25 V–0,069 Nb — (N не опр.).

свидетельствует также отсутствие в них дисперсных выделений в состоянии после отпуска (см. рис. 5, б).

Можно полагать, что выход углерода из микроучастков ОМ в шов может проходить следующим образом: 1) непосредственно через границу контакта ОМ — расплав, если таковая возникла, путем диффузии в твердом растворе и ликвации через границу раздела фаз; 2) через жидкие каналы, образующиеся вследствие межзеренного оплавления и частичного расплавления самих зерен, через которые сообщаются микроучастки ОМ, отдающие углерод, и расплав шва. Повышенная микротвердость шва около стенки сварочной ванны в состоянии после термообработки, по-видимому, связана с выходом углерода в эту зону.

При использовании присадочного металла (системы Cu–Ni) с еще более низким температурным интервалом кристаллизации (рис. 7) металл околошовной зоны не имеет гетерофазности, связанной с образованием δ -феррита. В данном случае это может быть связано не только с теплофизическими свойствами наплавленного металла и степенью перегрева околошовной зоны, а и с влиянием его легирования на термодинамическую активность углерода и его перераспределение в ЗС. Как известно, при сварке менее легированной стали сварочными материалами, содержащими большее количество хрома и сильные карбидообразующие элементы, углерод в большей степени мигрирует в шов [6, 7]. Использование сварочных материалов на основе никеля способствует большему «удержанию» углерода ОМ.

Исходя из характера распределения легирующих элементов, показанном на рис. 6, а и рис. 8, следует, что во всех рассмотренных случаях использования аустенитных сварочных материалов при сварке (наплавке) мартенситной стали у границы раздела ОМ — шов сразу образуется зона переменного состава. Чисто расплавленного ОМ, не перемешавшегося с наплавленным металлом, в рассмотренных сочетаниях мартенситной стали с аустенитными материалами с более низкими тем-

пературами кристаллизации в этих случаях не выявлено.

Как отмечалось выше, при сварке мартенситной стали аустенитными материалами типа Св04Х19Н9Т и Св01Х19Н18Г19АМ4 металл переходной области имеет аустенитно-мартенситную структуру с высокой микротвердостью (см. рис. 5, а). В случае использования высоконикелевого сплава мартенсит в переходной области не образуется. У границы раздела имеется резкий переход от мартенситного ОМ к менее твердому аустенитному металлу шва (см. рис. 7, б). Микротвердость ОМ у границы со швом составляет HV0,2–478... 600, расположенного рядом металла шва HV0,2–162... 248.

Таким образом, в случае применения сварочных материалов, обеспечивающих более низкие, чем у свариваемой стали, температуры кристаллизации металла шва, несмешанная зона практически не образуется. Однако следует ожидать, что при значенных температурного интервала кристаллизации шва, частично перекрывающего область температур около T_S свариваемой стали, в результате выделяемого кристаллизующимся швом тепла возможно развитие расплавления вдоль границ зерен в околошовной зоне, либо поддержание той степени межзеренного оплавления, которая возникла при первичном нагреве металла сварочной дугой.

Разнородное сочетание аустенит–мартенсит (А–М). При сварке и наплавке стали сварочными материалами, обеспечивающими большие, чем у нее значения температур $T_L - T_S$ шва, создаются условия, достаточные для образования несмешанной зоны. Данное положение подтверждается экспериментом, проведенным при использовании в качестве ОМ аустенитной стали 02Х8Н22С6 и сварочных материалов (электродов Р89, КТИ-9А), обеспечивающих мартенситный наплавленный металл с более высокими значениями температур интервала кристаллизации, чем у ОМ (рис. 9, а). При сварке стыкового соединения электродами Р89 и наплавке валика на поверхность стали электродами КТИ-9А в области ЗС всегда образуются

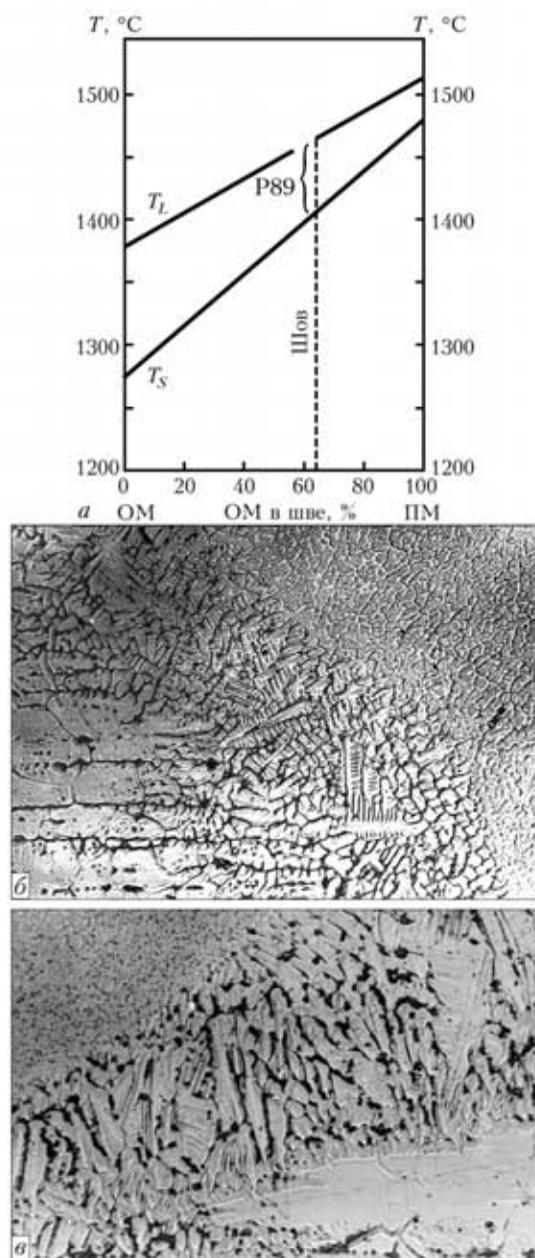


Рис. 9. Схематическое представление интервала $T_L - T_S$ для стали ЭП-794, собственно наплавленного металла электродами P89 и металла шва стыкового соединения (а), микроструктура в ЗС (б), $\times 200$, и микроструктура в ЗС наплавленного валика электродами КТИ-9А с 12% Cr (в), $\times 320$

вался слой литого металла с ячеистой и ячеисто-дендритной структурой (рис. 9, б, в). Такая структура с образованиями в межзеренных областях легкоплавкой фазы, обогащенной кремнием и никелем, характерна для металла швов (а также расплавленного ОМ) типа 02X8H22C6 [8].

В заключение можно отметить, что в работе подтверждено положение о возможности расплавления зерен ОМ на границе со швом теплом, выделяемым расплавом сварочной ванны при его остывании и кристаллизации. Тенденция к образованию прослоек жидкого ОМ (несмешанной зоны) при кристаллизации шва усиливается с увеличением значений температур интервала кристаллизации шва $T_L - T_S$ по сравнению со свариваемой сталью. В случае равенства значений $T_L - T_S$ шва и стали степень расплавления зерен в ЗС зависит от их предварительного прогрева до подсолидных температур и условий отвода тепла. При значениях $T_L - T_S$ шва несколько меньших, чем у свариваемой стали, полного расплавления зерен ОМ не выявлено, хотя при этом не исключалась возможность развития межзеренного оплавления.

При сварке мартенситной высокохромистой стали аустенитными материалами с большим содержанием хрома и с энергичными карбидообразующими элементами вследствие перераспределения углерода в ЗС в отдельных ее участках образуются зерна δ -феррита. При использовании сварочной проволоки на никелевой основе из-за изменения характера перераспределения углерода образования остаточного (стабильного до комнатных температур) δ -феррита в ЗС не происходит.

1. Скульский В. Ю. Структура в зоне сплавления и металле ЗТВ сварных соединений высокохромистых теплоустойчивых сталей // Автомат. сварка. — 2005. — № 5. — С. 15–23.
2. Savage W. F., Nippes E. F., Szekeres E. S. A study of weld interface phenomena in a low alloy steel // Welding J. — 1976. — № 9. — P. 260–268.
3. Beashlack W. A. III, Lippold J. C., Savage W. F. Unmixed zone formation in austenitic stainless steel weldments // Ibid. — 1979. — № 6. — P. 104–312.
4. Гуляев А. П. Металловедение. — М.: Оборонгиз, 1956. — 344 с.
5. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
6. Готальский Ю. Н. Сварка разнородных сталей. — Киев: Техніка, 1981. — 184 с.
7. Лившиц Л. С. Металловедение для сварщиков. — М.: Машиностроение, 1979. — 253 с.
8. Свойства сварных соединений коррозионноустойчивой стали 02X8H22C6 / В. Н. Липодаев, К. А. Ющенко, В. Ю. Скульский и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 4. — С. 41–44.

Features of structure formation in the fusion zone of joints on materials of different alloying systems and pertaining to different structural classes, are considered in the case of welded joints made on steels using welding consumables. Depending on the relationship of temperatures of the solidification range $T_L - T_S$ of the base and weld metal, partial melting of the grains may develop in the fusion zone, its degree being determined by the differences in the values of these temperatures for the combined materials and cooling of the metal in the near-weld zone. The final structure is influenced by the thermodynamic activity of carbon and its redistribution between the weld and base metal, which also depends on the combined materials alloying.

Поступила в редакцию 28.02.2005

НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ

А. Н. БАЛИН, А. В. БЕРЕЗОВСКИЙ, А. А. ВИШНЕВСКИЙ, Б. А. КУЛИШЕНКО, кандидаты техн. наук
(Завод сварочных материалов, г. Березовский, РФ)

Приведены сведения о порошковых проволоках и электродах, применяемых в качестве наплавочных материалов при упрочнении деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковая проволока, покрытые электроды, ударно-абразивное изнашивание, упрочнение деталей

Для упрочнения деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания, завод сварочных материалов наряду с известными марками наплавочных материалов (табл. 1) выпускает ряд материалов собственной разработки.

Для упрочнения деталей горнодобывающей техники, эксплуатирующихся в условиях абразивного изнашивания со значительными ударными нагрузками (зубья и челюсти ковшей экскаваторов, дражные черпаки, коронки рыхлителей), успешно используется порошковая проволока марки ПП-Нп-60Х12Д5Р2Т. Срок службы наплавленных этой проволокой деталей по сравнению с ненаплавленными увеличивается в 2,5... 3,0, а по сравнению с использованием известной проволоки марки ПП-200Х15С1ГРТ — в 1,5... 1,8 раза. Разработанная экономнолегированная порошковая проволока ПП-Нп-200Х8Т2Р используется для упрочнения деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания и частых ударов (детали грунтовых насосов, дробильно-помольное оборудование).

Срок службы деталей, наплавленных данной проволокой и эксплуатирующихся на оборудовании Невьянского прииска (Свердловская обл.), увеличивается в 2... 4 раза по сравнению с ненаплавленными (из стали 110Г13).

Осваивается выпуск проволок малого диаметра (2,0 мм) для упрочнения деталей небольшой толщины, подверженных абразивному изнашиванию (лопасти вентиляторов, элементы кирпичных прессов и т. д.).

Выпускаются также проволоки для наплавки деталей, подверженных кавитационно-коррозионному и коррозионно-абразивному изнашиванию (детали нефтегазовой запорной арматуры, водяные задвижки и т. д.) В таких условиях эксплуатации хорошо зарекомендовали себя проволоки марок ПП-ЗСМ-101, ПП-ЗСМ-110, ПП-ЗСМ-112 и др.

Для деталей, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания также разработаны и серийно производятся электроды ЗСМ-6 (Э-150Х8Т2Р). Металл, наплавленный этими электродами в исходном состоянии, имеет структуру, состоящую из аустенитно-мартенситной

Таблица 1. Химический состав и твердость наплавленного металла

Марка порошковой проволоки	Массовая доля элементов в наплавленном металле, %										Твердость наплавленного металла HRC ₃
	C	Cr	Mn	Si	Mo	Cu (Nb, N)	B	Ti	S	P	
ПП-ЗСМ-101	0,10	17,0	1,0	5,0	—	—	—	0,5	≤ 0,04	≤ 0,04	29...36
ПП-ЗСМ-104	0,60	12,0	0,5	0,5	0,5	5,3	1,3	1,4	≤ 0,03	≤ 0,04	58...62
ПП-ЗСМ-110	0,20	9,0	9,0	0,3	—	—	—	0,5	≤ 0,04	≤ 0,04	22...45
ПП-ЗСМ-111	1,50	8,0	—	—	—	—	0,8	1,8	≤ 0,03	≤ 0,04	45...62
ПП-ЗСМ-112	0,11	14,0	0,5	0,3	—	—	—	0,5	≤ 0,04	≤ 0,04	39...48
ПП-ЗСМ-125	2,00	15,0	1,1	1,5	—	—	0,7	0,5	≤ 0,04	≤ 0,04	47,5...59
ПП-ЗСМ-150	1,50	15,0	—	0,5	—	—	2,5	2,0	≤ 0,03	≤ 0,04	58...68
ПП-ЗСМ-151	2,50	10,0	—	2,0	—	7Nb	—	—	≤ 0,04	≤ 0,04	51,5...59
ПП-ЗСМ-155	0,15	14,0	1,5	0,5	1,0	—	—	—	≤ 0,03	≤ 0,03	40...48
ПП-ЗСМ-170	0,80	20,0	—	—	—	—	3,0	0,6	≤ 0,04	≤ 0,04	59...68
ОЗН-6	0,90	4,4	2,6	3,7	—	—	1,0	—	≤ 0,035	≤ 0,04	≥ 55
ОЗН-7	0,70	4,6	4,1	3,2	—	0,15N	1,1	—	≤ 0,035	≤ 0,04	≥ 56
ЗСМ-6	1,30	8,0	—	≤ 1	—	—	0,3	2,2	≤ 0,035	≤ 0,04	≥ 50

Таблица 2. Химический состав углеродистого хрома марки Х75Б (ТУ 14-5-124-81), мас. %

№ партии	Cr	C	Si	Al	Cu	S	P
К 11	82,5	10,2	1,15	1,38	0,022	0,07	0,047
К 19	83,0	10,2	1,13	0,72	0,023	0,05	0,045
К 20	79,7	10,2	1,20	3,11	0,023	0,05	0,045

матрицы и первичных карбидов и карбоборидов хрома и титана (примерно 20... 25 %). Под действием ударных нагрузок метастабильный аустенит превращается в мартенсит, что позволяет обеспечить достаточно высокое сопротивление абразивному изнашиванию. Износостойкость при испытании на трение о закрепленный абразив в 5...7 раз выше, чем для стали 110Г13. Наличие 50... 70 % аустенита в исходной структуре позволяет наплавленному металлу противостоять ударным нагрузкам.

Технология изготовления перечисленных выше наплавочных материалов должна обеспечивать определенный химический состав наплавленного металла, особенно содержание углерода. Углерод в наплавленный металл переходит в виде графита из высокоуглеродистого феррохрома. Введение в шихту порошковых проволок и в обмазку электродов электродного боя (измельченный графит) не обеспечивает стабильного содержания углерода в наплавленном металле. Поэтому при разработке

составов шихты и обмазочных масс целесообразно минимизировать содержание графита.

Ключевской завод ферросплавов выпускает высокоуглеродистый феррохром марок ФХ60У9, ФХ55У10, ФХ55У12, ФХ50У12 по ТУ 14-141-02-96, ТУ 14-141-37-00. Однако для формирования партии феррохрома на заводе применяется составной метод, при котором используются два ферросплава (с низким и высоким содержанием хрома). Химический состав, указанный в сертификате, рассчитывается как средневзвешенный двух ферросплавов. Таким образом, каждая упаковка (бочка) содержит два перемешанных между собой материала. Это обстоятельство сильно усложняет производственный процесс, так как приходится вводить дополнительную операцию по тщательному перемешиванию содержимого каждой бочки в отдельности. Недостатком ферросплавов ФХ60У9, ФХ55У10, ФХ55У12 является высокое содержание в них фосфора и кремния. В настоящее время завод получает с Ключевского завода углеродистый хром марки Х75Б (табл. 2). Применение последнего в наплавочных материалах обеспечивает более стабильный химический состав наплавленного металла по содержанию углерода и хрома, а также позволяет снизить коэффициент заполнения порошковых проволок и коэффициент массы покрытия электродов.

Information is given on flux-cored wires and electrodes used as cladding consumables for hardening of parts operating under impact-abrasive wear conditions.

Поступила в редакцию 12.10.2005

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ И ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ БЕЗОПАСНОСТИ И РЕСУРСА АЭС С РЕАКТОРАМИ ВВЭР

Академик РАН **И. В. ГОРЫНИН**, **Г. П. КАРЗОВ**, д-р техн. наук,
Б. Т. ТИМОФЕЕВ, **С. Н. ГАЛЯТКИН**, кандидаты техн. наук
(ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. С.-Петербург, РФ)

Приведены результаты накопленного опыта по совершенствованию сталей и сварочных материалов, используемых при изготовлении реакторов ВВЭР атомных электростанций. Особое внимание уделено вопросам радиационного и теплового охрупчивания соединений, влияющих на безопасность реакторов при длительной эксплуатации.

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированные стали, реакторы ВВЭР, атомная станция, радиационное и теплое охрупчивание, металл шва, безопасность, ресурс, совершенствование материалов

В настоящее время в России, Украине, Армении, в других странах ближнего зарубежья, а также в Финляндии находится в эксплуатации более 50 реакторов типа ВВЭР мощностью 440 и 1000 МВт, из которых 9 реакторов типа ВВЭР-440 первого поколения (для четырех из них проектный срок службы 30 лет продлен на 10–15 лет), 18 реакторов этого же типа второго поколения и 24 реактора типа ВВЭР-1000. Все они сконструированы из теплоустойчивых сталей марок 15Х2МФА и 15Х2НМФА с использованием сварочных материалов, разработанных в ЦНИИ КМ «Прометей» и ЦНИИТмаш. Корпуса реакторов обоих типов состоят из семи обечаек из сталей указанных выше марок. Обечайки соединены между собой автоматической дуговой сваркой (АДС) под слоем флюса с использованием различных сварочных материалов (проволоки и флюсов).

При сварке кольцевых швов реакторов ВВЭР-440, изготовленных из стали 15Х2МФА (обечайки

активной зоны имеют толщину 140 мм, обечайки зоны патрубков — 240 мм), используют сварочную проволоку марки Св-10ХМФТ и флюс АН-42. Первоначально сварку выполняли при высокой (до 350 °С) температуре нагрева, затем сварное соединение подвергали немедленному отпуску. По такой технологии изготовлены все корпуса реакторов первого поколения ВВЭР-440/230. В 1975 г. при сварке кольцевых швов обечайки активной зоны корпуса реактора ВВЭР-440/213 второго поколения для АЭС «Ловинса» (Финляндия) применяли более чистую по содержанию вредных примесей проволоку марки Св-10ХМФТУ и флюс АН-42М (табл. 1).

Использование указанных сварочных материалов позволило получить металл шва с содержанием фосфора до 0,012 мас. % и меди до 0,10 мас. %, что заметно повысило его радиационную стойкость. С момента изготовления реактора типа ВВЭР-440 для АЭС «Ловинса» к металлу шва, а также к основному металлу стали предъявляться более высокие требования к обеспечению высокого сопротивления хрупкому разрушению. С этой целью определили критическую температуру хрупкости

Таблица 1. Требования к химическому составу (мас. %) основного металла и металла шва реакторов ВВЭР-440 при АДС по различным технологическим вариантам

Сталь/проволока, нормативный документ, флюс	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
15Х2МФА (ТУ 5.961.1106-77)	0,13...0,18	0,17...0,37	0,3...0,6	2,5...3,0	0,6...0,8	0,25...0,35
15Х2МФА-А (Извещение № 4.80)	0,13...0,18	0,17...0,37	0,3...0,6	2,5...3,0	0,6...0,8	0,25...0,35
Св-10ХМФТ (ГОСТ 2246-70), флюс АН-42	0,07...0,12	≤ 0,35	0,4...0,7	1,4...1,8	0,4...0,6	0,20...0,35
Св-10ХМФТУ (ТУ 14-1-3034-80), флюс АН-42М	0,07...0,12	≤ 0,35	0,4...0,7	1,4...1,8	0,4...0,6	0,20...0,35

Окончание табл. 1

Сталь/проволока, нормативный документ, флюс	S	P	Cu	As	Ni	Прочие
	не более					
15Х2МФА (ТУ 5.961.1106-77)	0,025	0,025	0,30	0,08	0,4	0,025 Co
15Х2МФА-А (Извещение № 4.80)	0,015	0,012	0,10	0,01	0,4	0,025 Co
Св-10ХМФТ (ГОСТ 2246-70), флюс АН-42	0,030	0,030	0,25	—	0,3	0,05...0,12 Ti
Св-10ХМФТУ (ТУ 14-1-3034-80), флюс АН-42М	0,012	0,010	0,10	—	0,3	0,05...0,12 Ti

$T_{\text{КО}}$, для чего при испытании на ударной изгиб вместо образцов Менаже использовали образцы Шарпи.

Дальнейшее совершенствование технологии сварки кольцевых швов корпусов реакторов типа ВВЭР-440/213 было направлено на снижение температуры предварительного и сопутствующего подогрева с 350 до 150...200 °С. Усовершенствованную технологию широко использовали при изготовлении корпусов реакторов ВВЭР-440 на Ижорском заводе в бывшем СССР и заводе «Шкода» в ЧССР.

Сварку кольцевых швов реакторов типа ВВЭР-1000 из стали марки 15Х2НМФА-А (обечайки активной зоны толщиной 190 мм) и 15Х2НМФА (обечайки зоны патрубков толщиной 290 мм) первоначально осуществляли по двум технологическим вариантам, а именно АДС с использованием сварочной проволоки марки Св-10ХГНМА-А и флюса ФЦ-16 (или АН-17М), а также сварочной проволоки Св-08ХГНМТА и флюса НФ-18М. Оба технологических варианта в течение ряда лет применяли для сварки кольцевых швов промышленных реакторов этой модификации, поскольку они обеспечивали свойства и стабильный уровень содержания примесей (фосфор, сера, медь) и безопасную эксплуатацию в течение проектного срока его службы. На период изготовления реактора требования по прочностным характеристикам металла шва, выполненного способом АДС, составляли не менее 422 и 392 МПа (предел текучести) соответственно при температуре 20 и 350 °С, предела прочности — 539 и 490 МПа при тех же температурах, а критическая температура хрупкости должна быть не выше нуля. Содержание вредных примесей в металле шва первоначально ограничивали следующими значениями, мас. %: 0,15 Сu, 0,020 S, 0,025 Р. После выполнения более 20 кольцевых швов по каждому из технологических вариантов был проведен статистический анализ рас-

пределения механических свойств [1], результаты которого показали преимущество сварочной проволоки Св-08ХГНМТА как по прочностным и пластическим характеристикам, так и по значению критической температуры хрупкости. Следует отметить, что при сварке по этому варианту содержание никеля в металле шва не превышало 1,5 мас. %, в то время как при другом варианте оно достигало 1,8 мас. %. Известно [2, 3], что более высокое содержание этого элемента отрицательно сказывается на радиационной стойкости материала и приводит к уменьшению ресурса корпуса реактора.

Учитывая, что при использовании сварочной проволоки Св-10ХГНМА-А уровень механических свойств металла был невысоким, ЦНИИТмаш для сварки кольцевых швов предложил сварочную проволоку марки Св-12Х2Н2МА-А в сочетании с флюсом ФЦ-16А (табл. 2). За счет увеличения содержания углерода и никеля в составе проволоки удалось обеспечить повышение прочностных свойств металла шва и обеспечить стабильно низкое значение $T_{\text{КО}}$. Это позволило использовать указанный вариант технологического процесса при изготовлении реакторов типа ВВЭР-1000 на Ижорском заводе и Атоммаше. Результаты исследований, выполненных в РИЦ «Курчатовский институт» [4], НИИАР [5] и ЦНИИ КМ «Прометей» [6] во время эксплуатации этих реакторов, показали, что коэффициент радиационного охрупчивания металла сварного шва при использовании новых сварочных материалов существенно выше, чем у основного металла — $A_F = 23$ при температуре 290 °С. При первоначальных вариантах с использованием проволоки Св-10ХГНМА-А и Св-08ХГНМТА в тех же условиях при той же температуре у металла шва $A_F = 20$. В связи с этим было решено отказаться от использования сварочной проволоки Св-12Х2Н2МА-А при сварке кольцевых швов обечайки активной зоны корпуса реактора.

Таблица 2. Требуемый химический состав (мас. %) стали и металла сварных швов реактора ВВЭР-1000

Сталь/сварочная проволока	Флюс	Нормативный документ	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Ti
15Х2НМФА	—	ТУ 108.765–78	0,13...0,18	0,17...0,37	0,30...0,60	1,7...2,4	1,0...1,5	0,50...0,70	≤ 0,12 (расч.)	—
15Х2НМФА			0,13...0,16	0,17...0,37	0,30...0,60	1,8...2,3	1,0...1,5	0,50...0,70	0,10...0,12	—
15Х2НМФА-А			0,13...0,16	0,17...0,37	0,30...0,60	1,8...2,3	1,0...1,3	0,50...0,70	0,10...0,12	—
Св-08ХГНМТА Св-08ХГНМТА-ВИ	НФ-18М	ПНАЭ Г-7-010–89	0,06...0,10	0,15...0,45	0,45...1,10	1,2...2,0	1,0...1,5	0,40...0,70	—	0,01...0,06
Св-10ХГНМА-А	ФЦ-16		0,06...0,12	0,15...0,45	0,65...1,10	1,2...2,0	1,2...1,8	0,40...0,70	—	—
Св-12Х2Н2МА	ФЦ-16А		0,06...0,12	0,15...0,45	0,65...1,10	1,2...2,0	1,2...1,9	0,40...0,70	—	—
Св-12Х2Н2МА-А	ФЦ-16А		0,06...0,12	0,15...0,45	0,65...1,10	1,4...2,1	1,2...1,9	0,45...0,75	—	—
Св-08ХГНМТА-А	—	ТУ 14-1-1275–75	0,05...0,10	0,22...0,37	0,70...1,10	1,55...1,85	1,1...1,4	0,50...0,70	0,03	0,03...0,10
Св-09ХГНМТА	—	ТУ 14-1-3675–01	0,07...0,11	0,17...0,30	0,80...1,05	1,60...1,90	1,0...1,3	0,50...0,70	0,03	0,05...0,11
Св-09ХГНМТА-ВИ	—	ТУ 14-1-3675–01	0,07...0,11	0,17...0,30	0,80...1,05	1,60...1,90	1,0...1,3	0,50...0,70	0,03	0,05...0,11
Св-09ХГНМТА	48НФ-18М	ТУ 5.965-11175–02	0,09	0,40	0,4...1,0	1,10...1,80	0,9...1,3	0,40...0,75	—	0,01...0,06

Сталь/сварочная проволока	Флюс	Сертификат	Cu	S	P	As	Co	Sb	Sn	P+Sb+Sn
			не более							
15X2НМФА	—	ТУ 108.765-78	0,30	0,020	0,020	0,040	0,03	—	—	—
15X2НМФА			0,08	0,012	0,010	0,010	0,03	0,005	0,005	0,015
15X2НМФА-А			0,08	0,012	0,010	0,010	0,03	0,005	0,005	0,015
Св-08ХГНМТА Св-08ХГНМТА-ВИ	НФ-18М	ПНАЭ Г-7-010-89	0,15	0,020	0,025	—	—	—	—	—
Св-10ХГНМА-А	ФЦ-16		0,15	0,020	0,025	—	—	—	—	—
Св-12Х2Н2МА	ФЦ-16А		0,15	0,020	0,025	—	—	—	—	—
Св-12Х2Н2МА-А			0,08	0,015	0,012	—	—	—	—	—
Св-08ХГНМТА-А	—	ТУ 14-1-1275-75	0,10	—	—	—	—	—	—	—
Св-09ХГНМТА	—	ТУ 14-1-3675-01	0,10	0,012	0,012	0,010	0,03	0,008	0,001	—
Св-09ХГНМТА-ВИ	—	ТУ 14-1-3675-01	0,06	0,006	0,006	0,010	0,02	—	—	—
Св-09ХГНМТА	48НФ-18М	ТУ 5.965-11175-02	0,10	0,015	0,012	—	—	—	—	—

К настоящему времени накоплены обширные данные [7] о механических свойствах металла швов, полученные в ходе испытаний образцов при изготовлении корпусов реакторов. После соответствующей статистической обработки этих данных можно судить о преимуществах того или иного сочетания сварочных материалов, а на основе полученных характеристик конструктивной прочности — о работоспособности и надежности оборудования в целом. В работе [1] проведена статистическая обработка результатов механических испытаний металла швов, выполненных при использовании первых двух технологических вариантов. Для описания результатов в этой работе применен закон нормального распределения случайной величины и приведены значения математического ожидания и дисперсии для каждого из параметров механической характеристики (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ), полученных при сварке различными сварочными материалами при 20 и 350 °С. В работе [8] выполнена статистическая обработка данных о механических свойствах металла шва при автоматической сварке проволокой Св-12Х2Н2МА-А под флюсом ФЦ-16А.

Сравнение математических ожиданий по t -критерию (критерию Стьюдента) показало, что при сварке проволокой Св-08ХГНМТА под флюсом НФ-18М имеет место существенное повышение оценки относительного сужения при температуре 20 °С, а при использовании проволоки Св-12Х2Н2МА-А и флюса ФЦ-16А — повышение значений σ_b и $\sigma_{0,2}$ при 350 °С. Результаты статистической обработки механических свойств металла швов, выполненных по трем технологическим вариантам, представлены на рис. 1 и 2.

Испытания на растяжение пятикратных образцов (рис. 1 и 2) проводили при 20 и 350 °С (штриховыми линиями показан требуемый уровень механических свойств согласно ПНАЭ Г-7-010-89 [9]). Преимущество сварки проволокой Св-12Х2Н2МА-А по сравнению с двумя остальными

вариантами при сопоставлении значений ударной вязкости по результатам испытаний образцов Ме-наже (КСУ) и Шарпи (КСV) очевидно. Требуемое по нормативным материалам [10] значение критической температуры хрупкости ($T_{КО} = 0$) для металла сварного шва обеспечивается при указанном технологическом варианте сварки с погрешностью 0,95. Исходя из такой важной характеристики, как сопротивление материала хрупкому разрушению, очевидно, что преимущество имеет сварка проволокой Св-12Х2Н2МА-А. Однако согласно данным работ [4, 6] повышенное содержание никеля в металле шва, полученном при сварке этой проволокой, приводит к более интенсивному его охрупчиванию в процессе эксплуатации реактора под действием нейтронного облучения.

В работе [6] с целью исследования влияния никеля на радиационное охрупчивание металла сварного шва рассмотрены две группы материалов, обеспечивающие различное содержание никеля в металле шва — от 1,1 до 1,36 и от 1,6 до 1,8 %. Первую группу сварных швов [6] выполняли автоматической сваркой проволоками Св-08ХГНМТА и Св-09ХГНМТА-ВИ под флюсами марок НФ-18М и КФ-30. При этом содержание никеля в наплавленном металле несущественно отличалось от допустимого для стали марки 15Х2НМФА-А (1,0... 1,3 мас. %) по ТУ 108.765-98, хотя в стали с более высоким содержанием примесных элементов, а именно марки 15Х2НМФА, содержание никеля может изменяться в более широких пределах (1,0... 1,5 мас. %). При выполнении сварных швов второй группы использовали сварочные материалы разработки ЦНИИТмаш (проволока Св-10ХГНМА-А под флюсом ФЦ-16 и Св-12Х2Н2МА-А под флюсом ФЦ-16А). В обоих случаях радиационное охрупчивание металла сварных швов оценивали по изменению критической температуры хрупкости и уровню энергии удара $E = 47$ Дж при испытании стандартных образцов Шарпи. Облучение образцов осуществляли в исследователь-

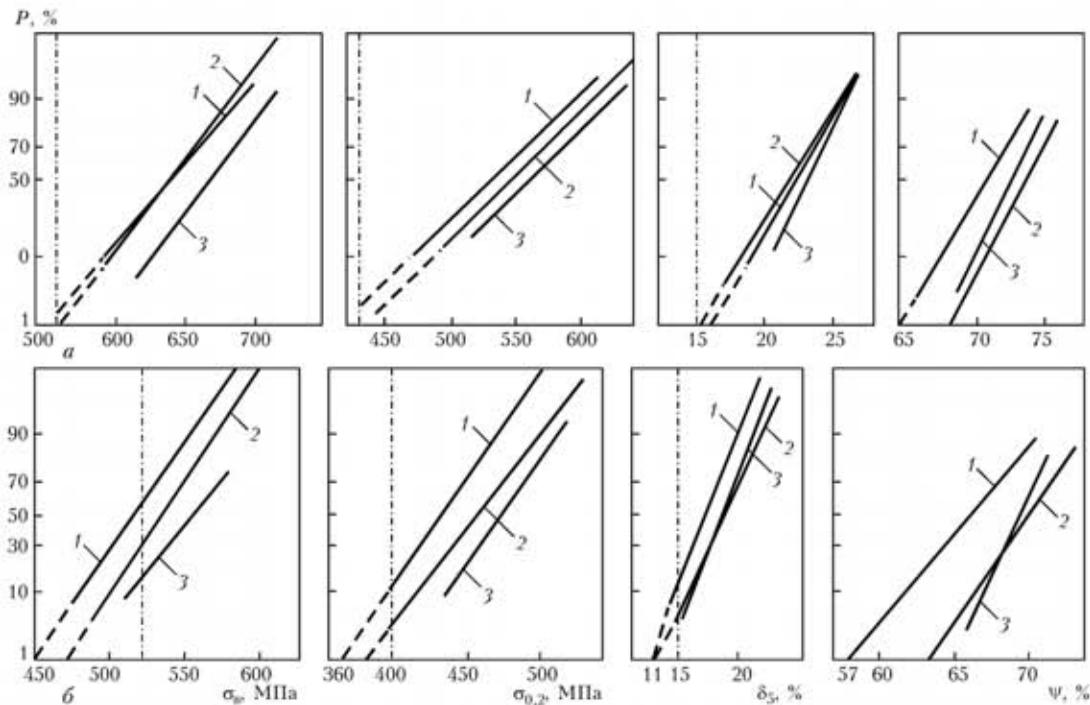


Рис. 1. Интегральные кривые распределения механических свойств металла швов при 20 (а) и 350 °С (б), полученных при сварке по различным технологическим вариантам: 1 – Св-10ХГНМА-А, флюсы АН-17М и ФЦ-16; 2 – Св-08ХГНМА, флюс НФ-18М; 3 – Св-12Х2Н2МА-А, флюс ФЦ-16А (P – интегральная вероятность события)

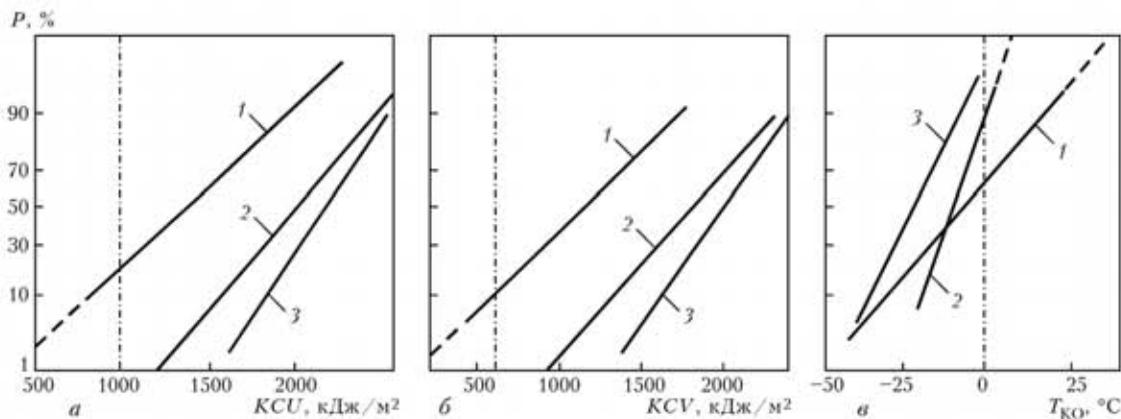


Рис. 2. Интегральные кривые распределения ударной вязкости по результатам испытаний образцов Менаже (а) и Шарпи (б), а также критической температуры хрупкости $T_{КО}$ (в) в металле швов в исходном состоянии, полученных при сварке по различным технологическим вариантам

ских и промышленных реакторах до флюенса нейтронов $3 \cdot 10^{20}$ нейтр./см².

Результаты испытаний показали, что сдвиг критической температуры хрупкости за счет облучения для металла шва, в котором содержание никеля составляет не более 1,36 мас. %, а флюенс нейтронов не превышает проектный за полный срок службы 30 лет ($4,7 \cdot 10^{19}$ нейтр./см²), можно достаточно точно прогнозировать в соответствии с зависимостью (1.1), предложенной в «Нормах расчета на прочность» [10], при значении коэффициента радиационного охрупчивания $A_F = 20$. При более высоких значениях флюенса нейтронов экспериментальные значения ΔT_F больше расчетных, определенных по указанной зависимости. Так, при флюенсе нейтронов $1,7 \cdot 10^{20}$ нейтр./см² это различие достигает 90 °С у металла сварных швов с довольно низким (до 1,36 мас. %) содержанием

никеля [6]. У металла швов с повышенным содержанием никеля (1,6... 1,8 мас. %) нормативная зависимость оказалась справедливой только до флюенса $2 \cdot 10^{19}$ нейтр./см². При большем флюенсе нейтронов характер зависимости (1.1) из работы [10] значительно отличается от полученной по экспериментальным данным для таких же материалов [6], поэтому исследователи нашли пути ее корректировки. Так, в работе [6] предлагается в уравнении (1.1) заменить показатель степени $1/3$ на $1/2$ и ввести дополнительные параметры, учитывающие в металле шва содержание не только никеля, но и примесных элементов.

Таким образом, несмотря на несколько большую прочность и более низкую критическую температуру хрупкости в исходном состоянии металла швов, выполненных АДС проволокой Св-12Х2Н2МА-А под флюсом ФЦ-16А, для кольцевых

швов, соединяющих обечайки активной зоны корпуса реактора, предпочтительнее использовать сварочные материалы, разработанные в ЦНИИ КМ «Прометей». Так, металл шва, выполненный проволокой Св-08ХГНМТА под флюсом НФ-18М, отличается повышенной стойкостью к радиационному охрупчиванию.

Несмотря на то, что в настоящее время при проектировании новых энергетических установок с реакторами типа ВВЭР намечается тенденция к снижению максимального суммарного нейтронного потока на стенку реактора в течение проектного срока службы за счет использования прогрессивных конструктивных решений, проблема радиационного охрупчивания металла остается по-прежнему актуальной. Это связано с появившимися в последние годы сведениями о возможности значительного снижения сопротивления хрупкому разрыву сталей при облучении в течение длительного времени нейтронными потоками низкой плотности. Так, благодаря экспериментам, проведенным в России и за рубежом, установлено отрицательное влияние никеля в случае его содержания в металле более 1 мас. % на радиационную стойкость последней. Кроме того, в связи с увеличением проектного срока службы реактора с 30 до 60 лет одной из наиболее важных стала задача обеспечения тепловой хрупкости материала. Накопленный опыт показал, что тепловое охрупчивание даже при относительно низкой (до 350 °С) температуре может существенно влиять на безопасность при длительной эксплуатации. Так, с целью предотвращения охрупчивания теплоустойчивых хромомолибденовых сталей при отпуске и в процессе эксплуатации в материале должно быть ограничено содержание фосфора, олова, сурьмы, кремния и марганца. Ограничения этих примесей в металле шва учитываются критерием Брускато X :

$$X = (10P + 4Sn + 5Sb + As) / 100 \leq 15 \cdot 10^{-6},$$

а для основного металла — критерием Ватанабэ I :

$$I = (Mn + Si)(P + Sn) \cdot 10^4 \leq 150.$$

Для получения металла шва, отвечающего всем указанным выше требованиям, следовало разработать новые сварочные материалы. В связи с этим ЦНИИ КМ «Прометей» в конце 1990-х годов для автоматической сварки стали 15Х2МФА разработал сварочную проволоку марки Св-10ХЗГМФТА-ВП и флюс ФП-33, а для ручной электродуговой сварки той же стали — электроды марки ЭП-35 (на базе проволоки Св-10ХЗГМФТА-ВП). По сравнению с используемой ранее проволокой Св-10ХМФТУ в проволоке новой марки содержание молибдена увеличено с 0,4... 0,6 до 0,6... 0,8 мас. %, что позволило получить металл сварного шва равнопрочным основному металлу. Увеличение содержания хрома с 1,6... 1,8 до 2,1... 2,5 мас. % обеспечило получение металла литого шва с более вязкой структурой. Кроме того, для проволоки новой марки введены дополнительные ограничения по элементам, отрицательно влияющим на тепловое и нейтронное охрупчивание. Это дало возможность

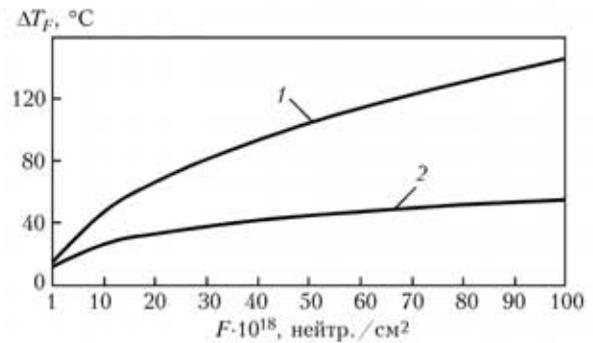


Рис. 3. Изменение расчетного значения сдвига коэффициента радиационного охрупчивания ΔT_F металла сварных швов с разной композицией легирования в зависимости от нейтронного облучения: 1 — проволока Св-09ХГНМТА-ВИ, флюс НФ-18М; 2 — проволока Св-10ХЗГМФТА-ВП, флюс ФП-33

получить металл сварного шва с ограниченным содержанием примесных элементов, а именно, мас. %: $S \leq 0,010$, $P \leq 0,010$, $Sb \leq 0,008$, $Sn \leq 0,0010$, $As \leq 0,0010$, $Cu \leq 0,08$. Отсюда расчетное значение коэффициента радиационного охрупчивания металла шва при температуре облучения 270 °С не превышает 12 (рис. 3). Изготовление проволоки марки Св-10ХЗГМФТА-ВП освоено промышленностью, она выплавляется на особо чистой шихте с применением вакуумно-индукционного и вакуумно-плазменного перепада.

Отличительной особенностью флюса марки ФП-33 является меньшее содержание в нем таких активных оксидов, каким являются диоксид кремния и закись марганца, а также наличие диоксида титана. Это позволяет при сварке снизить интенсивность восстановления кремния и марганца в металле шва из флюса, что способствует повышению сопротивления тепловому охрупчиванию. Флюс указанной марки также освоен промышленностью и поставляется в соответствии с ТУ 5.965-11671-98. Высокие сварочно-технологические свойства флюса позволяют использовать его при сварке в узкую разделку с углом раскрытия свариваемых кромок 2°.

Результаты исследований сварных швов, выполненных указанными сварочными материалами как в лабораторных, так и промышленных условиях, показали, что металл шва после окончательной термической обработки по режиму высокого отпуска имеет высокий уровень прочностных и пластических характеристик. Так, гарантированное значение предела текучести при температуре 350 °С составляет не менее 420 МПа, а критическая температура хрупкости не превышает -20 °С. Исследование склонности к тепловому охрупчиванию металла шва данной композиции показало, что металл шва отличается низкой чувствительностью к тепловому охрупчиванию в случае длительной выдержки при температуре старения 350... 550 °С. Это свидетельствует о высоком запасе его стабильности при длительном воздействии эксплуатационных температур. Изменения критической температуры хрупкости после длительных тепловых выдержек (до 20 тыс. ч) при температуре 350... 450 °С практически не наблюдалось.

Из изложенного выше следует, что сварку кольцевых швов, расположенных в активной зоне корпуса реактора ВВЭР-1000, рекомендуется выполнять проволокой марки Св-08ХГНМТА под флюсом НФ-18М, поскольку при этом металл шва отличается наибольшей радиационной стойкостью. С целью увеличения расчетного и фактического срока службы корпуса реактора ВВЭР-1000 с 1995 г. введены дополнительные ограничения на содержание в проволоке Св-09ХГНМТА-ВИ никеля (1,3 мас. %) и следующих вредных примесей, мас. %: $S \leq 0,006$, $P \leq 0,006$, $Sb \leq 0,008$, $Sn \leq 0,0010$, $As \leq 0,0010$, $Cu \leq 0,06$. Содержание серы и фосфора во флюсе НФ-18М также снижено до 0,012 %. Кроме того, для сварки швов активной зоны предложено применять проволоку диаметром не более 4 мм при узкой разделке кромок свариваемых обечаек.

Для создания корпусов реакторов перспективных установок с более высокими показателями эксплуатационной безопасности, мощности и увеличенным в 1,5...2,0 раза ресурсом (до 60 лет и более) наиболее целесообразным представляется применение разработанной институтом в содружестве с ОКБ «Гидропресс» и Ижорским заводом стали усовершенствованного состава марки 15Х2НМФА класса 0 и сварочных материалов проволоки Св-10ХЗГМФТА-ВП и флюса ФП-33. Эта марка стали является модификацией стали 15Х2МФА и содержит в своем составе не более 0,8 мас. % Ni.

1. *Применение* новых сварочных материалов для кольцевых швов на корпусах реакторов АЭС повышенной мощности

Results of the gained experience on improvement of steels and welding consumables, used in fabrication of WWER reactors of nuclear power stations are presented. Special attention is given to the problems of radiation and thermal embrittlement of the joints, influencing the safety of reactors at long-term operation

2. *Радиационное* повреждение стали корпусов водо-водяных реакторов / Н. Н. Алексеев, А. Д. Амаев, И. В. Горьнин, В. А. Николаев / Под ред. И. В. Горьнина. — М.: Энергоиздат, 1981. — 192 с.
3. *Конструкционные материалы АЭС* / Ю. Ф. Баландин, И. В. Горьнин, Ю. И. Звездин, В. Г. Марков. — М.: Энергоиздат, 1984. — 280 с.
4. *Радиационная* повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов / Под ред. А. М. Паршина, П. А. Платонова. — СПб.: Политехника, 1997. — 312 с.
5. *Влияние* никеля на радиационное охрупчивание стали 15Х2НМФАА / В. А. Цыканов, В. К. Шамардин, А. М. Печерин, Т. Н. Колесова // Проблемы материаловедения при изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС: Сб. аннотаций 5-й Междунар. конф., С.-Петербург-Пушкин, 7-14 июня 1998 г. — СПб.: ЦНИИ КМ «Прометей», 1988. — С. 50-51.
6. *Влияние* никеля на радиационное охрупчивание основного металла и металла швов стали 15Х2НМФА-А / А. М. Морозов, В. А. Николаев, Е. В. Юрченко, В. Г. Васильев // Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС: Тр. 6-й Междунар. конф., г. С.-Петербург, 19-23 июня 2000 г. — СПб.: ЦНИИ КМ «Прометей», 2000. — Т. 2. — С. 372-396.
7. *Анализ* механических свойств сварных соединений корпусов водо-водяных аппаратов / А. С. Жеребенков, Ю. В. Соболев, Б. Т. Тимофеев, Т. А. Чернаенко // Вопр. судостроения. Сер. Сварка. — 1983. — Вып. 35. — С. 76-83.
8. *Данаусов А. В., Тимофеев Б. Т.* Сопоставление механических свойств металла кольцевых швов эксплуатирующихся реакторов ВВЭР-1000, выполненных по различным технологическим вариантам // Вопр. материаловедения. — 2000. — № 3. — С. 96-103.
9. *ПНАЭ Г-7-010-89.* Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварные соединения и наплавки: Правила контроля. — М.: Энергоатомиздат, 1991. — 135 с.
10. *ПНАЭ Г-7-002-86.* Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. — М.: Энергоатомиздат, 1989. — 525 с.

Поступила в редакцию 03.11.2005

ПОРОШКОВАЯ ПРОВОЛОКА ДЛЯ НАПЛАВКИ СЛОЯ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ

И. А. КОНДРАТЬЕВ, И. А. РЯБЦЕВ, Я. П. ЧЕРНЯК, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработана порошковая проволока ПП-АН204, обеспечивающая получение наплавленного металла типа мартенситностарееющей стали системы легирования Fe-Ni-Mn-Si-Mo. Твердость металла после наплавки $HRC\ 29...30$, что позволяет без затруднения производить обработку резанием, а после отпуска его твердость возрастает до $HRC\ 50$. Наплавленный металл после отпуска имеет высокую горячую твердость, термостойкость и износостойкость при трении металла по металлу при повышенных температурах, что позволяет рекомендовать его для упрочнения рабочих поверхностей штампового инструмента сложной формы.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавленный металл, мартенситностарееющая сталь, порошковая проволока, горячая твердость, износостойкость, термостойкость

Стали и сплавы с эффектом вторичного твердения в результате отпуска в определенном температурно-временном диапазоне достаточно широко применяются в различных отраслях промышленности [1, 2]. Подобные материалы (в частности, мартенситностарееющие стали) предлагалось использовать и в наплавочном производстве в основном для восстановления и упрочнения инструментов горячего деформирования металлов [3–5]. Однако ввиду того, что у большинства этих материалов увеличение твердости составляет всего $HRC\ 10...15$, они не нашли широкого применения в промышленности. Кроме того, некоторые из них имели значительную первоначальную твердость HRC свыше 40 или высокую стоимость, так как были легированы дорогостоящими элементами (вольфрамом, кобальтом, молибденом), общее содержание которых достигало 20 % и более.

В работе [6] показано, что у экономнолегированного наплавленного металла системы Fe-Ni-Mn-Si-Mo наблюдается значительный эффект

вторичного твердения (твердость после наплавки $HRC\ 29...30$, после отпуска $HRC\ 50...52$) и такой материал является перспективным для восстановления и упрочнения инструментов для горячего деформирования металлов. В данной работе приведены результаты исследования влияния многослойной наплавки на распределение твердости на границе сплавления соседних валиков и слоев, а также износостойкости, термической стойкости и горячей твердости наплавленного металла этой системы легирования.

При многослойной наплавке мартенситностарееющих сталей в металле ЗТВ у границы сплавления соседних валиков и слоев в результате нагрева до температур $480...500\ ^\circ C$, обеспечивающих вторичное твердение, может наблюдаться неравномерность в распределении твердости, что ухудшит эксплуатационные свойства наплавленного металла и затруднит его механическую обработку.

Для исследования этих явлений провели многослойную наплавку пластин из стали Ст3 размерами $20 \times 50 \times 200$ мм опытной самозащитной порошковой проволокой, обеспечивающей получение наплавленного металла типа мартенсит-

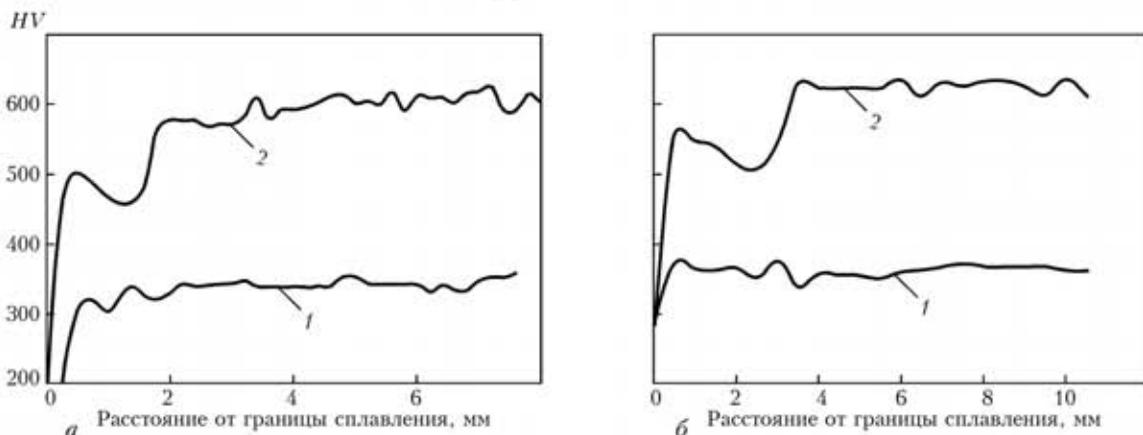


Рис. 1. Распределение микротвердости по глубине слоя мартенситностарееющего наплавленного металла: а — перекрытие 30; б — 60%; 1, 2 — соответственно до и после отпуска

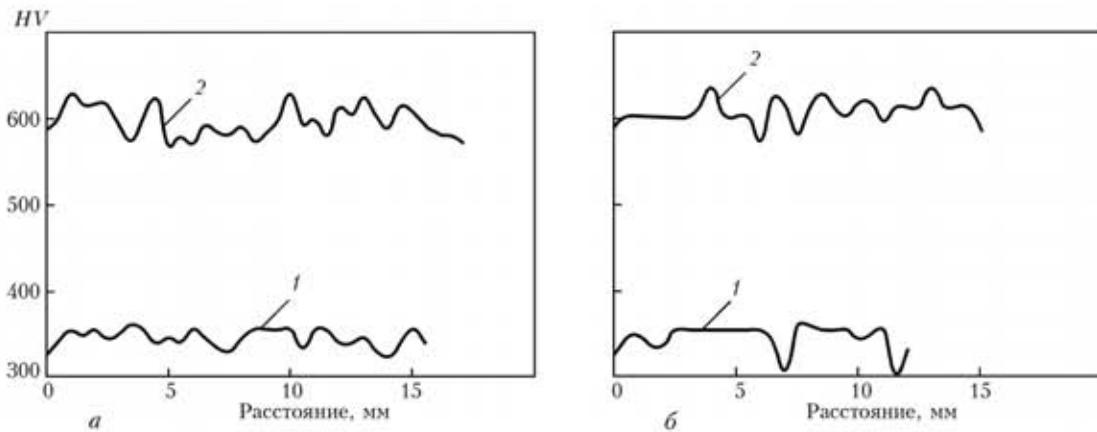


Рис. 2. Распределение микротвердости в поперечном направлении в четвертом слое наплавленного мартенситносталяющего металла: а — перекрытие 30; б — 60%; 1, 2 — соответственно до и после отпуска

носталяющего стали заданной системы легирования. Наплавку проводили проволокой диаметром 2,0 мм на следующих режимах: ток 300 А, напряжение 24...26 В, скорость наплавки 20 м/ч, шаг наплавки 9...11 (перекрытие ~ 30 %) и 7...8 мм (перекрытие ~ 60 %). Из наплавленных пластин поперек наплавленных валиков вырезали темплеты, из которых изготавливали микрошлифы для исследований. На шлифах проводили замеры микротвердости (нагрузка $P = 1$ кг, шаг 0,5 мм) по глубине многослойного наплавленного металла (рис. 1) и в четвертом наплавленном слое поперек наплавленных валиков (рис. 2) до и после старения.

Перекрытие наплавленных валиков не оказывает существенного влияния на распределение микротвердости по глубине наплавленного металла. Вне зависимости от перекрытия непосредственно после наплавки микротвердость по глубине наплавленного металла колеблется в пределах $HV 10...20$ и достигает значений, характерных для наплавленного металла заданного состава (рис. 1, а, б, кривые 1) уже в третьем слое. После старения разброс твердости наплавленного металла остается в тех же пределах — $HV 10...20$ (рис. 1, кривые 2).

На распределение твердости поперек наплавленных валиков шаг наплавки влияет значительно, хотя разброс микротвердости на границе соседних валиков несколько выше (рис. 2, кривые 1, 2). Тем не менее, значительного увеличения твердости здесь не наблюдается (вследствие относительно небольшого по продолжительности времени температурного воздействия) и ее колебания и в этом случае находятся в приемлемых пределах.

Испытания термической стойкости проводили на установке для комплексной оценки свойств наплавленного металла, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона [7]. Из заготовок, наплавленных опытной порошковой проволокой, вырезали образцы размером 40×40×40 мм. Термостойкость оценивали по количеству циклов нагрев-охлажде-

ние шлифованной поверхности наплавленного образца до появления сетки разгара в пятне нагрева, видимой невооруженным глазом. Нагрев образца проводили газовой горелкой до температуры 650...700 °С с последующим охлаждением водой до 60...70 °С. В среднем, по результатам испытания трех образцов, сетка разгара на поверхности образца мартенситносталяющего наплавленного металла появляется после 40 циклов нагрев-охлаждение (рис. 3). Как видно из приведенных данных, по этому показателю опытный мартенситносталяющий наплавленный металл превосходит известные типы наплавленного металла (35В9ХЗСФ, 150ХНМ и т. д.), которые успешно применяются для наплавки инструментов для горячего деформирования металла.

Испытания на износостойкость при трении металла по металлу при повышенных температурах (схема испытаний вал-плоскость) проводили на той же установке [7] при следующих условиях: удельное давление в месте контакта 80 МПа; скорость трения 11...12 м/мин; температура кольца-контртела 800 ± 30 °С; температура на поверхности испытываемого образца в контактной зоне 500...550 °С; время испытания 1 ч. В качестве источника нагрева истирающего кольца использовали пламя газовой горелки. Размеры кольца-конт-

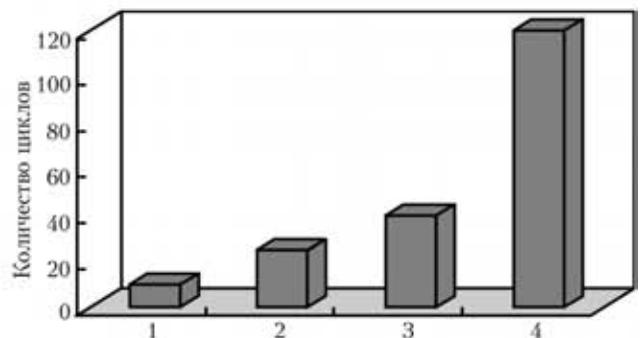


Рис. 3. Термостойкость наплавленного металла: 1 — 150ХНМ; 2 — 35В9ХЗСФ; 3 — опытная мартенситносталяющая сталь; 4 — 25Х5ФМС

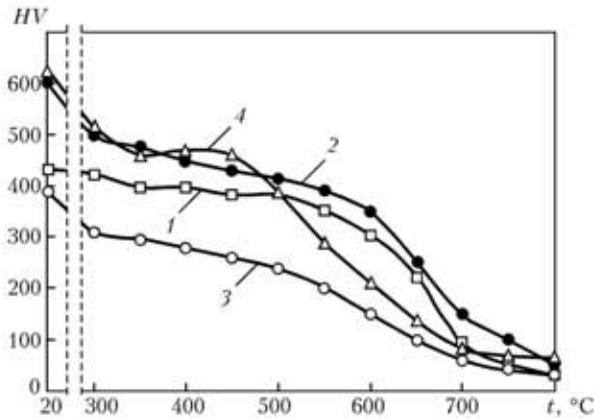


Рис. 4. Горячая твердость наплавленного металла: 1 — 25X5ФМС; 2 — 35B9X3CF; 3 — 150XHM; 4 — опытная мартенситностарееющая сталь

ртела, изготовленного из закаленной стали 45, следующие: диаметр 110 мм, ширина 30 мм, толщина 20 мм; размеры образца 10X20X40 мм. Для сравнения в качестве эталона испытывали также образцы из закаленной стали 45. Сопротивление изнашиванию оценивали по потере массы ΔG испытываемого образца и истирающего кольца до и после изнашивания. Как показали эксперименты по износостойкости, опытный мартенситностарееющий наплавленный металл превосходит закаленную сталь 45 в 3,5...4,0 раза.

Исследовали горячую твердость опытного наплавленного металла в сравнении с наплавленным металлом типа известных инструментальных сталей (рис. 4). Образцы нагревали в специальном индукторе в вакууме, замеры твердости проводили при нагрузке 1 кг и выдержке 60 с. Из приведенных данных видно, что горячая твердость мартенситностарееющего наплавленного металла находится на одном уровне с горячей твердостью хромомолибденовой и хромовольфрамовой штамповых сталей, наплавленных соответствующими порошковыми проволоками.

Металлографические исследования опытного мартенситностарееющего наплавленного металла

показали, что его структура до старения состоит из феррита, небольшого количества мартенсита и нитридов титана (рис. 5, а). После старения доля мартенсита значительно увеличивается, встречаются участки мелкоугольчатого и пакетного мартенсита, повышается содержание нитридов (рис. 5, б). Микротвердость матрицы до старения составляет HV 283, после старения HV 489; микротвердость нитридов HV 1206. Рентгеноструктурный анализ, проведенный на установке «Дрон-3», подтвердил, что вторичное твердение опытного наплавленного металла объясняется образованием значительных количеств мартенсита.

Для наплавки слоя мартенситностарееющей стали системы легирования Fe-Ni-Mn-Si-Mo разработана самозащитная порошковая проволока, получившая условное наименование ПП-АН204. Исследованы сварочно-технологические свойства новой проволоки. Использованная в порошковой проволоке газшлакообразующая система $CaF_2 + TiO_2 + CaCO_3$ обеспечивает высокую стабильность горения дуги и минимальное разбрызгивание. Коэффициент набрызгивания находился в пределах 12...14%. Расход проволоки на 1 кг наплавленного металла составляет 1,25...1,27 кг. При диаметре проволоки 2,0 мм коэффициент наплавки составил 15...17 г/(А·ч). В наплавленном металле отсутствуют поры и трещины, а также обеспечивается минимальное количество шлаковых включений.

В заключение следует отметить, что разработанная самозащитная порошковая проволока ПП-АН204 обеспечивает получение наплавленного металла типа экономнолегированной мартенситностарееющей стали. Наплавленный металл этого типа имеет высокие износостойкость (в условиях трения металла по металлу при повышенных температурах), термостойкость и горячую твердость. По результатам исследований порошковая проволока ПП-АН204 может быть рекомендована для восстановления и упрочнения инструментов для

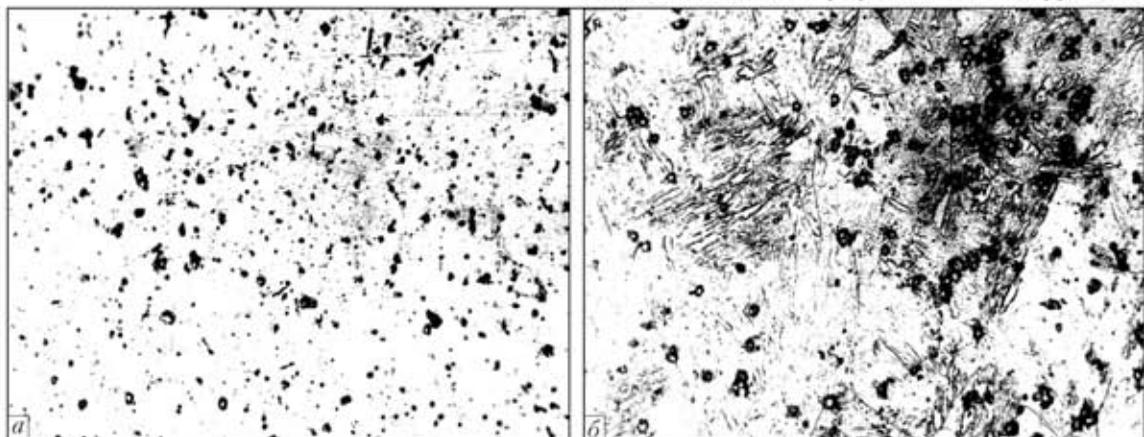


Рис. 5. Микроструктура опытного мартенситностарееющего наплавленного металла (X400) до (а) и после старения (б). Травление электролитическое в 20 %-й хромовой кислоте

горячего деформирования металла, в первую очередь инструментов сложной формы, требующих больших затрат на механическую обработку.

1. Перкас М. Д., Кардомский В. М. Высокопрочные мартенситностареющие стали. — М.: Металлургия, 1971. — 224 с.
2. Бирман С. Р. Экономнолегированные мартенситностареющие стали. — М.: Металлургия, 1974. — 207 с.
3. Бармин Л. Н., Королев Н. В., Прякин А. В. Свойства мартенситностареющих сплавов для наплавки инструмента горячего и холодного деформирования металла // Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1979. — С. 57–61.
4. Кальянов В. Н., Багров В. А. Мартенситностареющие стали для наплавки штампов // Сварочн. пр-во. — 2003. — № 2. — С. 35–37.
5. Кальянов В. Н., Багров В. А. Новый материал для восстановления штампов горячей штамповки // Тез. докл. междунар. конф. «Современные проблемы сварки и ресурса конструкций». — (Киев, 27–28 нояб. 2003). — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2003. — С. 30–31.
6. Кондратьев И. А., Рябцев И. А., Черняк Я. П. Исследование свойств наплавленного металла типа мартенситностареющих сталей // Автомат. сварка. — 2004. — № 4. — С. 16–18.
7. Рябцев И. И., Черняк Я. П., Осин В. В. Блочно-модульная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. — 2004. — № 1. — С. 18–19.

Described is a new flux-cored wire PP-AN204 that provides deposited metal of the type of maraging steel with the Fe-Ni-Mn-Si-Mo alloying system. Hardness of the as-deposited metal is HRC 20-30, which allows its easy cutting, while after tempering its hardness grows to HRC 50. After tempering, the deposited metal is characterised by high hot hardness, thermal stability and wear resistance in friction of metal on metal at increased temperatures. Therefore, it can be recommended for hardening of working surfaces of complex-configuration die tools.

Поступила в редакцию 09.09.2005

ВЛИЯНИЕ ФОСФОРА НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

И. И. РЯБЦЕВ, инж., Ю. М. КУСКОВ, д-р техн. наук, Д. П. НОВИКОВА, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены результаты исследований влияния фосфора при его содержании 0,3...3,5 мас. % на трещиностойкость углеродистого низколегированного наплавленного металла системы Fe–Mn–Si–Cr. Показано, что холодные трещины в наплавленном металле исследованного типа образуются при содержании фосфора > 1,2 %. Очагами зарождения и распространения холодных трещин являются хрупкие фосфидные эвтектики. В многослойном наплавленном металле трещины могут распространяться из слоя в слой, но не переходят в основной металл.

Ключевые слова: дуговая наплавка, низколегированный наплавленный металл, легирование фосфором, трещиностойкость, технологическая проба, фосфидные эвтектики

На триботехнические характеристики низкоуглеродистого низколегированного наплавленного металла фосфор оказывает положительное влияние [1, 2]. Однако широкому применению фосфора в качестве легирующего элемента в наплавочных материалах препятствует устойчивое мнение о его отрицательном влиянии на трещиностойкость наплавленного металла, хотя, как правило, речь идет о материалах с относительно низким содержанием фосфора — не более 0,05 % [3–6]. Цель настоящих исследований — проведение оценки влияния фосфора при его содержании 0,3...3,5 мас. % на трещиностойкость низкоуглеродистого наплавленного металла системы легирования Fe–Mn–Si–Cr. Содержание марганца, кремния и хрома в наплавленном металле не изменялось, а общее содержание этих элементов не превышало 5 %.

Для исследования склонности наплавленного металла к образованию трещин разработано значительное количество методик и технологических проб [7]. В наших исследованиях для оценки трещиностойкости наплавленного металла использована жесткая технологическая проба, предложенная Центральным институтом сварочной техники (ЦИС) в г. Галле (рис. 1) [8]. Она проста в использовании и позволяет установить отличие в трещиностойкости металлов, имеющих в структуре хрупкие составляющие. По этой методике производят наплавку одного – трех валиков в один или несколько слоев без или с подогревом. После охлаждения до комнатной температуры по заданным режимам охлаждения при необходимости производится зачистка или шлифовка поверхности наплавленного металла. Обнаружение трещин производится контролем с использованием лупы с четырехкратным увеличением, применяется так-

же цветная дефектоскопия или магнитопорошковый метод. При этом подсчитывают количество трещин и замеряют их длину и ширину. Для оценки склонности наплавленного металла к образованию трещин разработана шкала баллов: наименьшую склонность имеет металл без трещин (балл 1); при наличии трещин (ширина более 0,1 мм), доходящих до основного металла и имеющих общую протяженность более 60 мм, наплавленный металл оценивается баллом 5. Промежуточными баллами (2...4) оценивается металл с трещинами меньшей ширины ($\leq 0,1$ мм) и меньшей общей длины.

Для экспериментов использовали пластины из стали Ст3 размером 40×150×250 мм, на которых производили дуговую автоматическую наплавку опытными порошковыми проволоками под флюсом АН-348. Пластины перед наплавкой не подогревали. На них наплавляли одиночные валики длиной примерно 200 мм в четыре слоя. После наплавки пластины остывали на воздухе. Для наплавки использовали порошковые проволоки диаметром 2,0 мм при следующем режиме: ток 220...240 А; напряжение 26...28 В; скорость наплавки 20 м/ч.

После полного остывания образцы контролировали на наличие трещин с использованием лупы с четырехкратным увеличением. Горячих трещин при наплавке всеми опытными проволоками не обнаружено. По-видимому, значительное количество легкоплавких фосфидных эвтектик, содер-

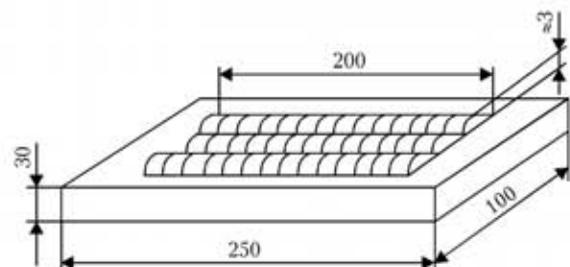


Рис. 1. Схема технологической пробы для оценки трещиностойкости наплавленного металла [8]

Оценка склонности наплавленного металла к образованию трещин

Марка порошковой проволоки	Массовая доля фосфора в наплавленном металле, %	Твердость наплавленного металла <i>HB (HRC)</i>	Количество трещин шириной, мм		Балл трещиностойкости металла в зависимости от ее общей длины, мм				
			>0,1	≤0,1	0	1...20	21...40	41...60	>60
ПП-0-Ф	0,035	229	0	0	1	—	—	—	—
ПП-0.3-Ф	0,32	229	0	0	1	—	—	—	—
ПП-0.6-Ф	0,59	302	0	0	1	—	—	—	—
ПП-0.9-Ф	0,98	302	0	0	1	—	—	—	—
ПП-1.2-Ф	1,23	321	0	0	1	—	—	—	—
ПП-1.6-Ф	1,58	(38)	0	8	—	—	3	—	—
ПП-2.0-Ф	2,02	(41)	2	8	—	—	—	—	5
ПП-2.5-Ф	2,46	(44)	2	11	—	—	—	—	5
ПП-3.5-Ф	3,35	(46)	2	12	—	—	—	—	5

жащихся в наплавленном металле, способствует «залечиванию» зародышей горячих трещин [9].

Первые поперечные холодные трещины зафиксированы в наплавленном металле, содержащем 1,58 % фосфора (таблица, ПП-1.6-Ф). При наплавке образцов порошковыми проволоками с более высоким содержанием фосфора количество и общая длина трещин соответственно увеличивались. В наплавленных валиках подсчитывали трещины, их максимальную ширину оценивали с помощью щупов, а длину замеряли штангенциркулем. Затем проводили балльную оценку склонности наплавленного металла к образованию трещин (таблица).

После визуального осмотра и подсчета трещин наплавленные пластины разрезали анодно-механической резкой по центру вдоль оси наплавленных валиков. Полученные образцы шлифовали и травили с целью более точного определения количества трещин и установления характера их распространения в наплавленных слоях металла (рис. 2), производили также цветную дефектоскопию шлифов. Новых трещин по сравнению с первичной оценкой выявлено не было. Не было также отмечено распространения трещин из наплавленного в основной металл.

При содержании фосфора примерно 1,2 % трещин в наплавленном металле не было и его склонность к их образованию оценивали баллом 1 (таблица, рис. 2, макрошлифы № 2...5). Первые холодные трещины в наплавленном металле появились при содержании фосфора 1,58 %. На длине примерно 200 мм обнаружено восемь трещин шириной не менее 0,1 мм, не переходящих из основного металла в наплавленный (таблица и рис. 2, макрошлиф № 6). В соответствии с рекомендациями используемой методики склонность к трещинам такого металла оценена баллом 3. В наплавленном металле, содержащем 2,02, 2,46 и 3,35 % фосфора, отмечено появление трещин шириной более 0,1 мм и общей длиной более 60 мм. Склонность такого металла к трещинам оценива-

ется баллом 5 (таблица, рис. 2, макрошлифы № 7...9).

Для определения причин образования трещин проведены металлографические исследования металла, наплавленного всеми опытными порошковыми проволоками (рис. 3), а также металла с содержанием фосфора 2,46 и 3,35 % в местах образования трещин (таблица, проволоки ПП-2.5-Ф и ПП-3.5-Ф; рис. 4, *a-z*). Как показали металлографические исследования, структура наплавленного металла без фосфора (рис. 3, *a*) состоит из

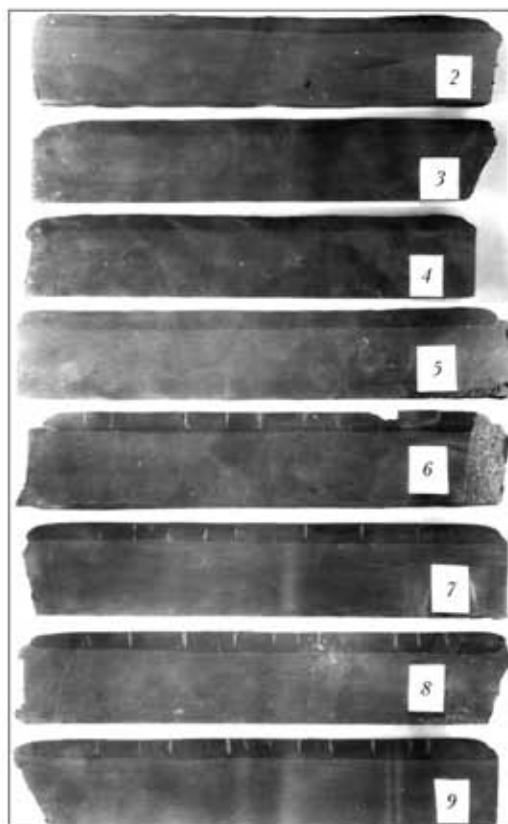


Рис. 2. Макрошлифы продольного сечения пластин, наплавленных порошковыми проволоками с различным содержанием фосфора, мас. %: № 2 — 0,32; 3 — 0,59; 4 — 0,98; 5 — 1,23; 6 — 1,58; 7 — 2,02; 8 — 2,46; 9 — 3,35

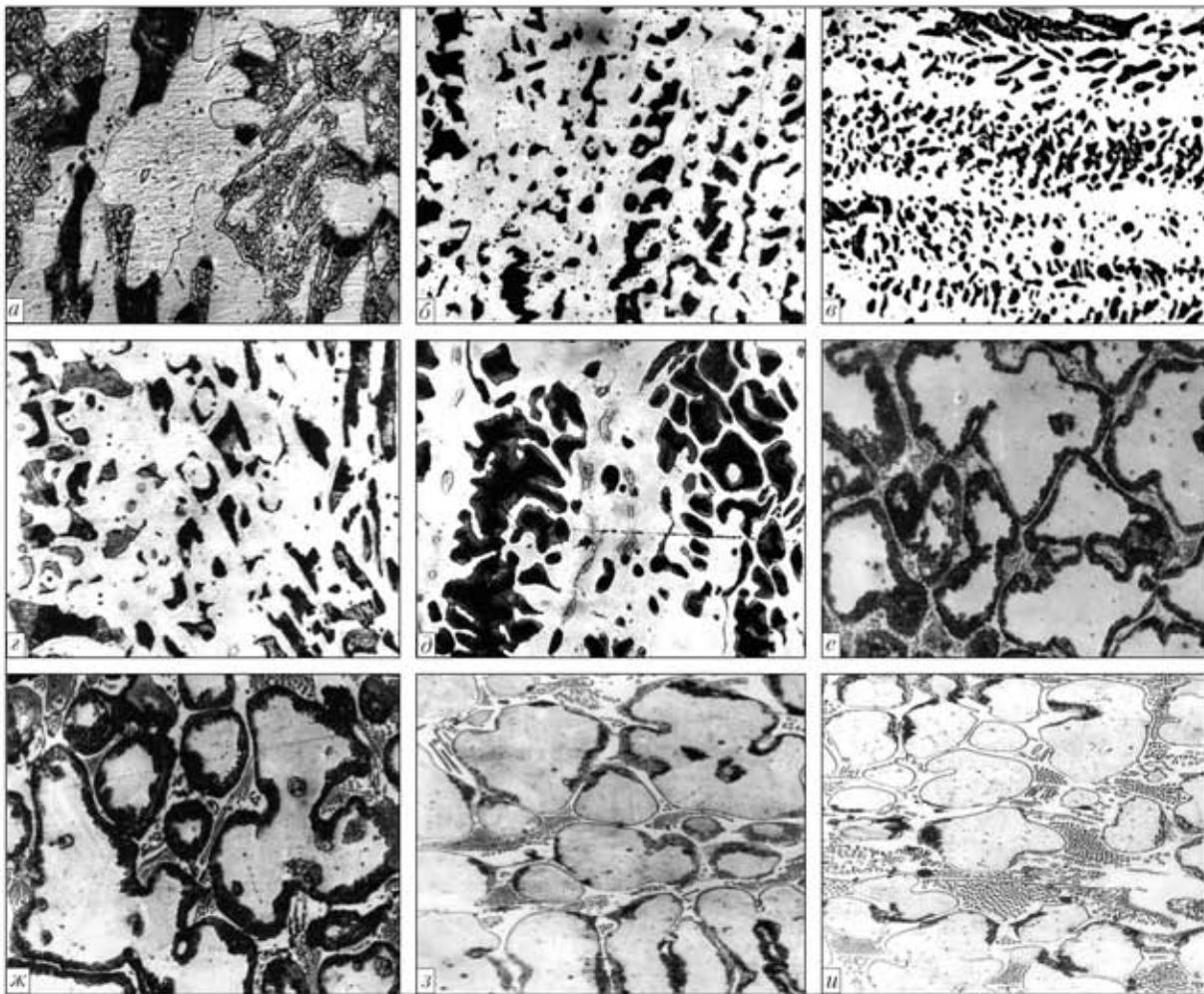


Рис. 3. Микроструктуры наплавленного металла 20ХГСП с различным содержанием фосфора: а — без фосфора; б — 0,32; в — 0,59; г — 0,98; д — 1,23; е — 1,58; ж — 2,02; з — 2,46; и — 3,35; а-в, $\times 400$; г-и, $\times 800$

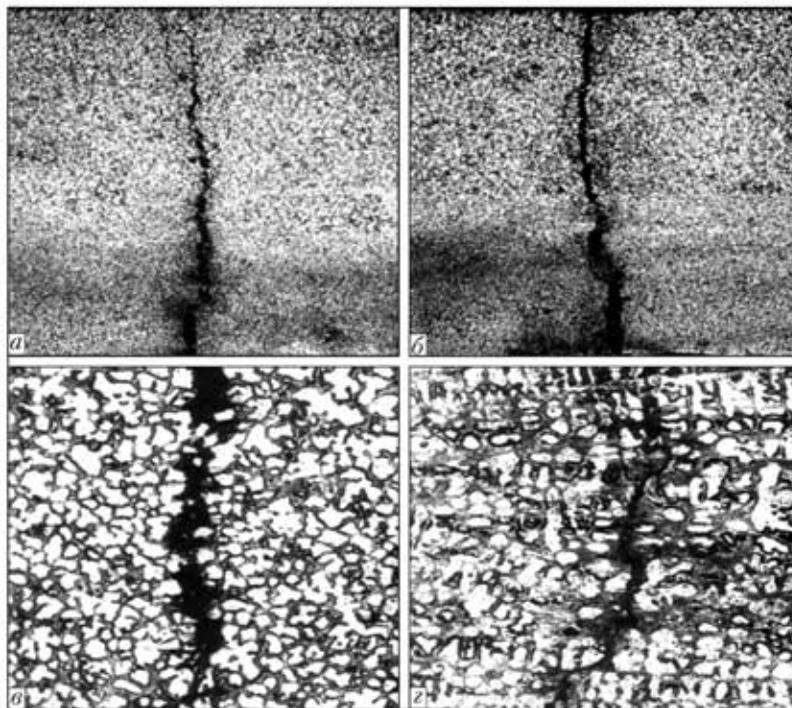


Рис. 4. Макро- (а, б) и микроструктуры (в, г) наплавленного металла типа 20ХГСП с содержанием фосфора: 2,46 (а, в) и 3,35 % (б, г); а, б — $\times 50$; в, г, $\times 250$

феррита (микротвердость HV 0,01–185...199), перлита (HV 0,01–205...228) и участков бейнита (HV 0,01–205...254). При содержании фосфора 0,32 % структура наплавленного металла измельчается (рис. 3, б). Как и в предыдущем случае, она состоит из смеси феррита (HV 0,01–201...205), перлита (HV 0,01–257...290) и бейнита (HV 0,01–257...290). Кроме того, появляются участки, которые идентифицированы как бейнитно-мартенситная смесь с микротвердостью HV 0,01–378. Свободных фосфидов не обнаружено, по-видимому, весь фосфор растворен в матрице наплавленного металла.

С увеличением содержания фосфора до 0,59 % (рис. 3, в) структура наплавленного металла еще более измельчается. Микротвердость отдельных структурных составляющих увеличивается: HV 0,01–205...239 (феррит), HV 0,01–283

(перлит), HV 0,01–482...515 (бейнитно-мартенситная смесь). Одновременно до HV 302 увеличивается макротвердость (см. таблицу). При содержании 0,98 % фосфора существенных изменений в структуре наплавленного металла не происходит (рис. 3, *з*). Однако увеличивается микротвердость структурных составляющих: HV 0,01–299...309 (феррит), HV 0,01–330...378 (перлит), HV 0,01–591...613 (бейнитно-мартенситная смесь). При металлографических исследованиях включений свободных фосфидов при содержании 0,59 и 0,98 % фосфора не обнаружено. Строчечные включения фосфидов зафиксированы при содержании в наплавленном металле 1,23 % фосфора (рис. 3, *д*). Микротвердость основных структурных составляющих (феррита, перлитно-бейнитной и бейнитно-мартенситной смесей) осталась на прежнем уровне, микротвердость фосфидных включений составляет HV 0,01–330...378. Существенно изменяется структура наплавленного металла при содержании фосфора 1,58 % (рис. 3, *е*). В структуре наблюдается сплошная сетка фосфидной эвтектики с высокой микротвердостью HV 0,01–876...916. Увеличилась микротвердость ферритной матрицы (HV 0,01–358), макротвердость наплавленного металла возросла до HRC 38. Аналогичный характер имела структура наплавленного металла, содержащего 2,02 % фосфора (рис. 3, *ж*).

С дальнейшим увеличением содержания фосфора до 2,46 (рис. 3, *з*), а затем до 3,35 % (рис. 3, *и*) наблюдается утолщение сетки фосфидной эвтектики по границам зерен и изменение ее строения. Ее микротвердость сохраняется на достаточно высоком уровне (HV 0,01–860...916), а макротвердость наплавленного металла составляет HRC 44...46.

В местах образования трещин в наплавленном металле с содержанием фосфора 2,46 и 3,35 % провели металлографический анализ, который подтвердил (рис. 4, *а–з*) образование холодных трещин. Трещины появлялись в верхнем наплавленном слое, проходили через все наплавленные слои, но не распространялись в основной металл (рис. 4, *а, б*). Разрушение шло по границам зерен (рис. 4, *в, з*) и, видимо, образование и распространение таких трещин связано с выделением по границам первичных зерен сплошной сетки хрупкой фосфидной эвтектики достаточно высокой твердости.

Таким образом, при содержании фосфора в пределах 0,3...3,5 % в низкоуглеродистом наплавленном металле типа Fe–Mn–Si–Cr горячие трещины не образуются. При содержании фосфора менее 1,0 % трещины также не образуются, поскольку весь фосфор растворен в матрице и свободных фосфидов, которые могли бы служить зародышами горячих трещин в структуре наплавленного металла, практически нет. При более высоком содержании фосфора (>1,2 %) легкоплавкие фосфидные эвтектики «залечивают» образующиеся микропустоты и трещины также не образуются.

Холодные трещины в наплавленном металле исследованного типа образуются при содержании фосфора свыше 1,2 %. Исследования показали, что очагами зарождения и распространения холодных трещин являются хрупкие фосфидные эвтектики, выделяющиеся при таком содержании фосфора по границам зерен. В многослойном наплавленном металле трещины могут распространяться из слоя в слой, но не переходить в основной металл.

1. *Рябцев И. И., Кусков Ю. М.* Перспективы использования фосфора в наплавочных материалах на основе железа // Автомат. сварка. — 2003. — № 1. — С. 12–16.
2. *Влияние* фосфора на триботехнические характеристики и структуру наплавленного металла системы легирования Fe–Cr–Si–Mn / И. И. Рябцев, Ю. М. Кусков, В. Ф. Грабин и др. // Там же. — 2003. — № 6. — С. 20–24.
3. *Кирьяков В. М., Дегтярь А. А., Подгаецкий В. В.* Влияние содержания серы и фосфора в проволоке Св-08Г2С на свойства швов // Там же. — 1970. — № 12. — С. 19–21.
4. *Потанов Н. Н.* Влияние серы и фосфора на пластичность и ударную вязкость металла шва // Там же. — 1973. — № 1. — С. 8–11.
5. *Влияние* фосфора на структуру и свойства металла швов при сварке низколегированных сталей / А. А. Алексеев, И. Р. Явдошци, В. Г. Войткевич, Ю. Д. Морозов // Там же. — 1989. — № 4. — С. 7–10.
6. *Влияние* фосфора на ударную вязкость и химическую микронеоднородность металла сварных швов / И. К. Походня, В. Г. Войткевич, А. А. Алексеев и др. // Там же. — 1992. — № 2. — С. 3–7.
7. *Шоршоров М. Х., Чернышова Т. А., Красовский А. И.* Испытания металлов на свариваемость. — М.: Металлургия, 1972. — 240 с.
8. *Кречмар Э.* Методы испытаний наплавленного металла // Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, 1979. — С. 3–22.
9. *Особенности* плавления и кристаллизации наплавленного металла типа стали 20ХГС, легированного фосфором / Ю. М. Кусков, И. И. Рябцев, Л. К. Дорошенко, В. Г. Васильев // Автомат. сварка. — 2002. — № 8. — С. 24–27.

The paper presents the results of studying the influence of phosphorus at its content of 0.3...3.5wt. % on crack resistance of carbon low-alloyed deposited metal of Fe–Mn–Si–Cr system. It is shown that cold cracks in the deposited metal of the studied type are formed at phosphorus content of less than 1.2%. Brittle phosphide eutectics are the sites of cold crack initiation and propagation. In a multilayer deposited metal the cracks can propagate from layer to layer, but do not go over into the base metal.

Поступила в редакцию 31.03.2005

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПРИМЕНЕНИЯ ПОКРЫТЫХ ЭЛЕКТРОДОВ ПРИ КАПИТАЛЬНОМ РЕМОНТЕ МАГИСТРАЛЬНЫХ НЕФТЕПРОВОДОВ*

Д. А. ЗАВАЛИНИЧ, инж. (ОАО «Черномортранснефть», г. Новороссийск, РФ),
В. М. ДЗЮБА, инж., В. Г. ЛОЗОВОЙ, канд. техн. наук (ООО «НПЦ «Сварочные материалы», г. Краснодар, РФ),
Д. Л. СТОРОЖИК, инж. (НСПЗ, г. Новороссийск, РФ)

Приведены результаты сравнительных испытаний покрытых электродов российского и импортного производства, применяемых в процессе ремонта магистральных нефтепроводов. Даны рекомендации по использованию электродов с учетом опыта, накопленного АК «Транснефть».

Ключевые слова: дуговая сварка, магистральные нефтепроводы, ремонт, грунтя прочность сталей, покрытые электроды, аттестационные испытания, опыт применения, рекомендации

В России и странах СНГ для сварки металлоконструкций широко используют электроды общего назначения, выпускаемые в соответствии с ГОСТ 9466–75. Однако последний не учитывает технологические особенности сварки и ремонта нефтепроводов, что не позволяет применять такие электроды без специальной проверки и аттестации. В России аттестация импортных и отечественных электродов для использования в АК «Транснефть» проводится во ВНИИСТе (г. Москва), а в РАО «ГАЗПРОМ» и «Стройтрансгаз» — во ВНИИГАЗе (г. Москва). Дополнительно аттестуемые для ремонта и трубопроводного строительства отечественные электроды испытываются на соответствие требованиям РД 03-613-03 Национальной ассоциации контроля и сварки России. Такая перекрестная система аттестации ужесточает оценку и обеспечивает большую объективность результатов испытаний.

В процессе аттестационных испытаний сварочных материалов определяется уровень сварочно-технологических свойств, оценивается соответствие сварочных материалов специальным требованиям к качеству их изготовления и обеспечению необходимого комплекса механических свойств.

В настоящей работе обобщается опыт капитального ремонта магистральных трубопроводов с использованием импортных и отечественных электродов, на основании которого приводятся некоторые рекомендации.

Выбор сварочного материала для каждого конкретного случая осуществляется с учетом класса прочности и типоразмера свариваемых труб; требований к механическим свойствам сварных соединений; условий прокладки нефтепровода и наличия специальных требований к сварным соединениям; сварочно-технологических свойств конкретных марок электродов; схемы организации сварочно-монтажных работ и требуемого темпа их выполнения.

В табл. 1 приведен указатель регламента на электроды для сварки стыков труб нефтепроводов в зависимости от класса прочности сталей.

В случае сварки стыков труб из сталей различных групп прочности сварочные материалы должны выбираться исходя из следующего: при различных значениях толщин стенок — по толщине трубы из стали более высокого класса прочности; при одинаковых значениях толщин стенок стыкуемых труб — по толщине трубы из стали менее высокого класса прочности.

Из табл. 1 следует, что для выполнения корневого слоя шва стыков труб из сталей 1...4 групп прочности должны применяться электроды с основным видом покрытия, соответствующие типу Э50А (Е7016), либо электроды с целлюлозным видом покрытия типа Э42А, Э46А (Е6010 и Е6010+);

для сварки «горячего прохода» (первого заполняющего слоя при сварке корневого слоя шва) используются следующие типы электродов с целлюлозным видом покрытия: Э42А, Э46А (Е6010 и Е6010+) — для выполнения «горячего прохода» стыков труб первой и второй групп прочности; Э50А (Е7010 по AWS А5.1 и Е6010+) — для выполнения «горячего прохода» стыков труб третьей группы прочности.

Сварочные материалы для сварки заполняющих и облицовочного слоев шва должны обеспечивать равнопрочность металла шва с основным

*Публикуется по материалам доклада, представленного на 2-м научно-практическом семинаре «Дуговая сварка. Материалы и качество» (26–30 сент. 2005 г., г. Магнитогорск).

Таблица 1. Регламент на электроды для сварки нефтепроводов в зависимости от класса прочности сталей

Назначение	Вид покрытия, тип по ГОСТ 9467-77 (AWS A5.1)	Группа прочности свариваемой стали; нормативный предел прочности, МПа (кгс/мм ²)
Сварка корневого слоя шва	Основной, Э50А (E7016)	1...4; до 637 (65)
	Целлюлозный, Э42А, Э46А (E6010)	
Сварка «горячего прохода»	Целлюлозный, Э42А, Э46А (E6010)	1, 2; до 530 (54)
	Целлюлозный, Э50А (E7010)	3; 539 (55)...588 (60)
Сварка заполняющих и облицовочного слоев шва	Основной, Э50А (E7016, E7018)	1, 2; 530 (54)
	Основной, Э60 (E8018, E8016, E8015 — по AWS A5.5)	3; 539 (55)...588 (60)
	Основной, Э70 (E9016, E9018 — по AWS A5.5)	4; 637 (65)
	Целлюлозный, Э42А, Э46А (E6010)	1; до 490 (50)
	Целлюлозный, Э50А (E7010)	2; 490 (50)...530 (54)
	Целлюлозный, Э55 (E8010 — по AWS A5.5)	530 (54)...550 (56)
	Целлюлозный, Э60 (E9010 — по AWS A5.5)	3; 539 (55)...588 (60)

металлом. Для их выполнения в России преимущественно используются следующие электроды с основным покрытием (см. табл. 1):

типа Э50А (E7016, E7018) — для сварки стыков труб первой и второй групп прочности;

типа Э60 (E8015, E8016, E8018) — для сварки стыков труб третьей группы прочности;

типа Э70 (E9016, E9018) — для сварки стыков труб четвертой группы прочности.

Для сварки заполняющих и облицовочного слоев шва могут быть использованы электроды с целлюлозным видом покрытия, однако при этом обязательным условием является разработка и согласование соответствующих технологических карт и инструкции по сварке применительно к каждому конкретному объекту строительства, аттестационные испытания технологии сварки, специальная подготовка и аттестация сварщиков. При этом следует использовать следующие электроды с целлюлозным видом покрытия:

типа Э42А, Э46А (E6010 и E6010+) — для сварки стыков труб первой группы прочности;

типа Э50А (E7010) — для сварки стыков труб второй группы прочности;

типа Э55 (E8010) — для сварки стыков труб с прочностью от 530 (класс прочности трубной стали K54) до 550 МПа (класс K56);

типа Э60 (E9010) — для сварки стыков труб третьей группы прочности.

Перечень аттестованных и рекомендованных для ручной дуговой сварки электродов с основным покрытием для труб из сталей различных прочностных групп и их изготовители приведены в табл. 2, а электродов с целлюлозным покрытием — в табл. 3.

В ОАО «Черномортранснефть» проведены также испытания новых электродов марки ЛБ-52TRU (ТУ 1272-018-01627014-2002) производства Краснодарского электродного предприятия ООО «НПЦ «Сварочные материалы», сертифицирова-

нные Морским регистром судоходства РФ, Lloyd's Register (Великобритания) и DNV (Норвегия). Разнотолщинность покрытия электродов диаметром 3,0 мм находится в пределах 0,04...0,08; 4,0 — 0,06...0,10 мм. При падении с высоты 1 м на чугунную плиту покрытие электродов обоих диаметров не разрушалось. Сварочно-технологические свойства электродов проверяли при сварке корневого, заполняющего и облицовочного слоев соединения катушек труб диаметром 530×9 и 720×10 мм из стали 17ГС1. Рентгенодефектоскопический контроль не выявил недопустимых дефектов, шлак легко удалялся из разделки. Обратный валик корневого шва без подрезов с минимальными перепадами между чешуйками, внутренняя (лицевая) поверхность корневого валика — без наплывов и большого усиления. Облицовочный слой мелкочешуйчатый и отвечает самым высоким требованиям. При соблюдении качества изготовления электроды ЛБ-52TRU составят серьезную конкуренцию лучшим зарубежным образцам трубных электродов, резко уменьшив зависимость стран СНГ от импорта при значительно меньшей их цене. Испытания электродов ЛБ-52TRU в Тюменском учебном центре ОАО «Сибнефтепровод» подтвердили заключение о результатах испытаний в ОАО «Черномортранснефть».

При аттестации технологии сварки трубопровода Россия—Турция «Голубой поток» на участке 56...92 км были испытаны новые российские целлюлозные электроды «Кубань 6010» и «Кубань 7010» соответственно серии E6010 и E7010 по AWS A5.1. Электродами «Кубань 6010» диаметром 4,0 мм сваривали корневой шов пробного стыка плетей труб диаметром 1420×18,7 мм, а «Кубань 7010» диаметром 4,0 мм — «горячий проход» этого стыка. Параллельно сваривали корневой шов и «горячий проход» такого же стыка электродами «Fleetweld 5P+» диаметром 4,0 мм. Заполнение разделки и облицовочный слой в том

Таблица 2. Электроды с основным покрытием для сварки и ремонта неповоротных и поворотных стыков труб при строительстве, реконструкции и ремонте нефтепроводов

Назначение	Марка электрода	Диаметр, мм	Фирма-производитель
Для сварки и ремонта корневого слоя шва и выполнения подварочного слоя* стыков труб из стали с нормативным пределом прочности до 588 МПа включительно (1–4 группы прочности)	ЛБ-52У	2,6; 3,2	«Kobe Steel» (Япония)
	Феникс K50P Мод (Phoenix K50R Mod)	2,5; 3,2	«Boehler-Thyssen» Schweisstechnik (Германия)
	ОК 53.70	2,5; 3,2	«ESAB AB» (Швеция)
	ОК 53.70	2,5; 3,0	«ЕСАБ-СВЭЛ» (г. Санкт-Петербург, Россия)
	ОК 53.70**	2,5; 3,0	«СИБЭС» (г. Тюмень, Россия)
	Фокс ЕВ Пайп (Fox EV Pipe)	2,5; 3,2	«Boehler-Thyssen Welding» (Австрия)
	Линкольн 16П (Lincoln 16P)	2,5; 3,2	«Lincoln Electric» (США)
	МТГ-01К	2,5; 3,0	Сычевский электродный завод (г. Сычевка, Россия)
Для сварки и ремонта заполняющих и облицовочного слоев шва стыков труб из стали с нормативным пределом прочности до 530 МПа включительно (1, 2-я группы)	ЛБ-52У	3,2; 4,0	«Kobe Steel» (Япония)
	Феникс K50P Мод (Phoenix K50R Mod)	3,2; 4,0	«Boehler-Thyssen Schweisstechnik» (Германия)
	ОК 53.70	3,2; 4,0	«ESAB AB» (Швеция)
	ОК 53.70	3,0; 4,0	«ЕСАБ-СВЭЛ» (г. Санкт-Петербург, Россия)
	ОК 53.70**	3,0; 4,0	«СИБЭС» (г. Тюмень, Россия)
	Фокс ЕВ Пайп (Fox EV Pipe)	3,2; 4,0	«Boehler-Thyssen Welding» (Австрия)
	Линкольн 16П (Lincoln 16P)	3,2; 4,0	«Lincoln Electric» (США)
	МТГ-01К	3,0	Сычевский электродный завод (г. Сычевка, Россия)
	МТГ-02	4,0	То же
	ОК 48.04	3,0; 4,0	«СИБЭС» (г. Тюмень, Россия)
	ЛБ-52TRU	3,0; 4,0	ООО «НПП «Сварочные материалы» (г. Краснодар, Россия)
	ОК 48.04**	3,2; 4,0	«ESAB AB» (Швеция)
Для сварки и ремонта заполняющих и облицовочного слоев шва стыков труб из стали с нормативным пределом прочности от 539 до 588 МПа включительно (3-я группа)	ОК 74.70	3,2; 4,0	»»
	Линкольн 18П (Lincoln 18P)	3,2; 4,0	«Lincoln Electric» (США)
	Кессель 5520 Mo Kessel 5520 Mo	3,2; 4,0	«Boehler Schweisstechnik Deutschland» (Германия)
	ОК 74.70**	4,0	«СИБЭС» (г. Тюмень, Россия)
	МТГ-03	3,0; 4,0	Сычевский электродный завод (г. Сычевка, Россия)
Для сварки и ремонта заполняющих и облицовочного слоев шва стыков труб из стали с нормативным пределом прочности 637 МПа	Шварц-3К Мод (Schwarz-3K Mod)	3,2; 4,0	«Boehler-Thyssen Schweisstechnik» (Германия)
	ОК 74.78**	4,0	«ESAB AB» (Швеция)

* Сварку подварочного слоя рекомендуется выполнять электродами № 1–8 диаметром 3,0; 3,2 или 4,0 мм.

** Электроды ОК 53.70 («СИБЭС»), ОК 74.70 («СИБЭС»), ОК 48.08 и ОК 74.78 могут быть допущены к применению только после их периодической аттестации в установленном порядке.

и другом случаях выполняли самозащитной проволокой NR-202 (фирма «Lincoln Electric», США). Установлено, что в технологическом плане электроды «Кубань 6010» и «Кубань 7010» превосходят «Fleetweld 5P+». К их достоинствам отно-

сится, в частности, меньший допустимый огарок при сварке по сравнению с импортными электродами, что обеспечивает экономию достаточно дорогих целлюлозных электродов, 100%-й радиографический контроль не выявил в стыках не-

Таблица 3. Электроды с целлюлозным покрытием для сварки неповоротных и поворотных стыков труб при строительстве, реконструкции и ремонте нефтепроводов

Назначение	Марка электрода	Диаметр, мм	Фирма-производитель
Для сварки корневого слоя шва стыков труб из стали с нормативным пределом прочности ≤ 588 МПа (1–3 группы прочности) и «горячего прохода» стыков труб с нормативным пределом прочности ≤ 530 МПа (1, 2 группы прочности)	Флитвелд 5П+ (Fleetweld 5P+)	3,2; 4,0	«Lincoln Electric» (США)
	Фоке Цель (Fox Cel)	3,2; 4,0	«Boehler-Thyssen Welding» (Австрия)
Для сварки «горячего прохода» стыков труб из сталей с нормативным пределом прочности ≤ 588 МПа (3 группа прочности), заполняющих и облицовочного слоев шва стыков труб из сталей с нормативным пределом прочности 490...530 МПа (1, 2 группы прочности)	Флитвелд 5П+ (Fleetweld 5P+)	4,0	«Lincoln Electric» (США)
	Фоке Цель (Fox Cel)	4,0	«Boehler-Thyssen Welding» (Австрия)
Для сварки заполняющих и облицовочного слоев шва стыков труб из сталей с нормативным пределом прочности < 490 МПа (1 группа)	Фоке Цель (Fox Cel)	3,2; 4,0	»»
Для сварки заполняющих и облицовочного слоев шва стыков труб из сталей с нормативным пределом прочности < 530 МПа (1, 2 группы)	Флитвелд 5П+ (Fleetweld 5P+)	3,2; 4,0	«Lincoln Electric» (США)
Для сварки «горячего прохода», заполняющих и облицовочного слоев шва стыков труб из сталей с нормативным пределом прочности 530...550 МПа (К54 – К56)	Шилд Арк 80 (Shield Arc 80)	4,0	»»
Для сварки «горячего прохода», заполняющих и облицовочного слоев шва стыков труб из сталей с нормативным пределом прочности 539...588 МПа (3 группа)	Фоке Цель (Fox Cel)	4,0; 5,0	«Boehler-Thyssen Welding» (Австрия)

допустимых дефектов. По общему мнению специалистов и сварщиков, при освоении промышленного выпуска электродов «Кубань 6010» и «Кубань 7010» и их аттестации во ВНИИСТ и ВНИИГАЗ они с полным основанием найдут достаточно широкое применение при сварке трубопроводов, обеспечат, учитывая значительно меньшую их стоимость, экономию средств в трубопроводном строительстве и снижение зависимости в целлюлозных электродах от импорта.

Определенный интерес представляет экспериментальная оценка сварочно-технологических свойств импортных электродов для трубопроводного строительства, показателей механических свойств сварных соединений и химического состава наплавленного металла, полученных при аттестационных испытаниях электродов и обобщении опыта их применения в организациях АК «Транснефть» при сварке неповоротных стыков трубопроводов различных диаметров, толщин стенок и условий сборки. Такая оценка (табл. 4–7) может служить ориентировкой для разработчиков сварочных материалов России и стран СНГ, специалистов и сварщиков всех трубопроводных организаций.

Приведенные в табл. 4–7 данные свидетельствуют о том, что электроды с наиболее высоким баллом по сварочно-технологическим свойствам имеют при этом довольно низкий уровень вяз-

кости и пластичности металла шва. В свою очередь высокие значения ударной вязкости металла шва, характерные для некоторых марок электродов, не сочетаются с такими же показателями по сварочно-технологическим свойствам. Таким образом, выбор электродов должен осуществляться исходя из конкретных задач и условий ремонта, вида прокладки нефтепровода, климатических условий проведения работ, наличия или отсутствия специальных требований к сварным соединениям нефтепровода по уровню вязкости и пластичности (например, ударной вязкости) и т. д.

Опыт выполнения сварочных работ в АК «Транснефть» позволяет выделить также ряд технологических особенностей применения электродов с основным и целлюлозным видами покрытий при капитальном ремонте магистральных нефтепроводов. Ниже приведены основные из них.

Сварка корневого слоя шва электродами с основным покрытием должна осуществляться на постоянном токе прямой или обратной полярности при минимально возможной длине дуги. Лучшие результаты достигаются при прямой полярности, так как при ней повышается проплавливающее действие дуги, обеспечивается более полное проплавление кромок.

При соблюдении рекомендуемых условий сборки (величины зазора и притупления) по периметру стыка сварка на токе обратной поляр-

Таблица 4. Сварочно-технологические свойства электродов с основным видом покрытия диаметром 3,2 мм для сварки корневого слоя шва*

Сварочно-технологические показатели	Марка электродов					
	ЛБ-52У	Феникс К50Р Мод	Линкольн 16П	ОК 53.70	Фирма 5520Р Мод	УОНИ-13/55М (для сравнения)
Технологичность электрода	5	4	5	4	4	3
Проплавающая способность дуги, отсутствие склонности к образованию непроваров и подрезов	5	4	4	4	4	3
Мягкость и стабильность горения дуги	5	5	5	5	5	3
Форма и поверхность корневого слоя шва со стороны разделки	5	4	5	5	4	3
Отделимость шлака	5	5	5	5	5	3
Склонность к образованию пор при колебаниях величины зазора	5	4	5	4	3	3

* Экспертная балльная оценка проведена при принятом за эталон (5 баллов) электроде ЛБ-52У («Kobe Steel», Япония).

Таблица 5. Химический состав и механические свойства наплавленного металла, выполненного электродами с покрытием основного вида для сварки корневого, заполняющих и облицовочного слоев стыков труб из сталей 1-2 группы прочности

Марка электрода, тип по ГОСТ (AWS)	Типичный химический состав наплавленного металла	Типичные механические свойства металла					
		σ_b , МПа	σ_t , МПа	δ , %	ψ , %	KCV , Дж/см ² , при температуре, °С	
						-20	-40
ЛБ-52У, Э50А (E7016)	0,08 С; 0,86 Мп; 0,64 Si	563	447	24	65	40	40
Линкольн 16П, Э50А (E7016)	0,07С; 1,15 Мп; 0,60 Si	530	417	29	70	88	48
Феникс К50Р Мод, Э50А (E7016)	0,07 С; 1,28 Мп; 0,51 Si	520	418	28	63	73	47
ОК 53.70, Э50А (E7016)	0,05 С; 1,34 Мп 0,29 Si	524	420	32	75	121	59
Фирма 5520Р Мод, Э50А (E7018)	0,05 С; 1,07 Мп; 0,56 Si	525	410	27	76	72	35
ОК 48.04*, Э50А (E7018)	0,06 С; 1,15 Мп; 0,5 Si	504	418	30	79	90	55

* Сварка только заполняющих слоев.

Таблица 6. Сварочно-технологические свойства электродов с целлюлозным видом покрытия диаметром 4,0 мм для сварки корневого слоя шва*

Сварочно-технологические показатели	Марка электрода				
	Фоке Цель	Тиссен Цель 70	Флитвелд 5П+	Пайпвелд 6010	Кобе 6010
Проплавающая способность дуги, формирование обратного валика	5	5	5	4	5
Форма обратного валика	5	5	5	5	4
Отсутствие склонности к образованию непроваров и подрезов	5	5	5	4	4
Склонность к залипанию дуги в процессе сварки	4	4	5	3	3

* Экспертная балльная оценка проведена при принятом за эталон электроде Фоке Цель («Boehler-Thyssen Welding», Австрия).

ности также позволяет обеспечить качественное выполнение корневого слоя, но требует при этом большей квалификации сварщика для достаточного проплавления кромок, чем при сварке на токе обратной полярности. Проплавление при сварке на обратной полярности можно повысить изменением угла наклона электрода (ближе к перпендикулярному по отношению к поверхности тру-

бы), увеличением тока на 10...20 А, поперечными колебаниями. Рекомендуемые для основных электродов значения сварочного тока при наложении корневого слоя шва постоянным током обратной полярности приведены в табл. 8.

При толщине стенки трубы до 7 мм для наложения корневого слоя шва должны использо-

Таблица 7. Типичные механические свойства наплавленного металла, выполненного электродами с покрытием целлюлозного вида для сварки корневого, заполняющих и облицовочного слоев стыков труб из сталей 1-2 группы прочности

Марка электрода, тип по ГОСТ (AWS)	σ_b , МПа	σ_t , МПа	δ , %	ψ , %	KCV , Дж/см ² , °C при температуре, °C	
					-20	-40
Фоке Цель, Э46 (E6010)	495	425	26	66	65	—
Флитвелд 5П+, Э46 (E6010)	520	410	29	67	72	46
Пайпвелд 6010, Э42 (E6010)	450	360	30	58	45	30
Пайпвелд 7010, Э50 (E7010)	565	435	25	57	48	27
Тиссен Цель 70, Э46 (E6010)	505	385	25	61	25	13

ваться только электроды диаметром 2,5 мм, при большей толщине — 3,0 и 3,2 мм.

Сварку корневого слоя шва электродами с целлюлозным покрытием следует осуществлять методом «сверху-вниз» на постоянном токе обратной или прямой полярности от источников питания, имеющих специальные характеристики. Применение тока прямой полярности дуги позволяет уменьшить вероятность образования подрезов и исключить образование вытянутой поры в обратном валике.

Для труб диаметром 530 мм и выше с толщиной стенки более 7 мм при сварке корневого слоя шва следует использовать целлюлозные электроды диаметром 4,0 мм.

Сварку «горячего прохода» следует выполнять только на токе обратной полярности.

Значение силы тока при сварке зависит от конкретной марки и диаметра электрода, толщины стенки свариваемой трубы, пространственного положения при сварке и навыков сварщика.

Рекомендуемые значения сварочного тока для сварки корневого слоя шва и «горячего прохода» электродами с целлюлозным покрытием диаметром 4,0 мм представлены в табл. 9.

Техника манипулирования электродом при положении корневого слоя шва способом «сверху-вниз» предусматривает отсутствие колебательных движений при опирании «втулочки» электрода на свариваемые кромки. При этом в свариваемых кромках образуется отверстие (технологическое окно), соответствующее диаметру электродного стержня.

Скорость сварки должна быть максимально возможной (14...18 м/ч), позволяющей избежать прожогов и формировать валик шва над технологическим окном.

При правильном осуществлении процесса сварочная дуга проникает сквозь зазор между свариваемыми кромками таким образом, что газовый поток дуги и брызги шлака направлены внутрь трубы и видны с наружной поверхности, при этом обеспечивается сквозное проплавление свариваемых кромок.

Таблица 8. Значение силы тока при сварке корневого слоя шва электродами с основным видом покрытия

Диаметр электрода, мм	Пространственное положение		
	нижнее	вертикальное	потолочное
2,50	50...80	70...90	80...90
3,25	80...90	80...100	90...110

Угол наклона электрода при сварке должен быть близок к перпендикулярному к поверхности трубы в месте сварки (10°, рисунок). При этом легко формируется валик шва. При угле наклона свыше 10° образуется отверстие овальной формы большего размера, что приводит к нарушению процесса образования валика стабильного размера.

Для сварки корневого слоя целлюлозными электродами характерно образование зашлакованных подрезов по обеим сторонам шва. Валик шва с наружной стороны имеет значительное усиление по центру.

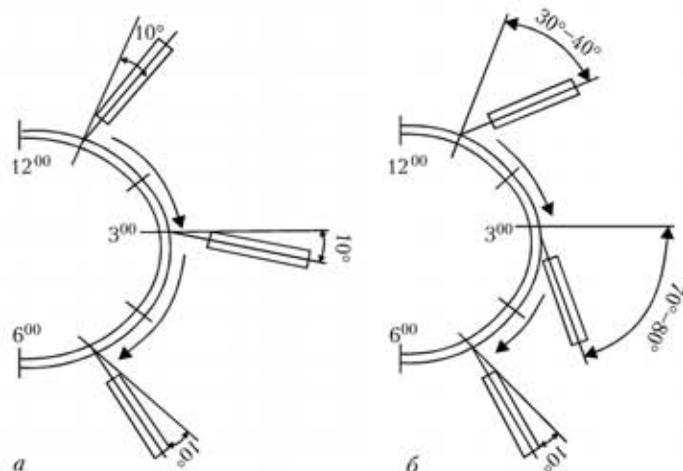
Для обеспечения надлежащего качества сварного шва после завершения сварки корневого слоя требуется шлифовка, раскрывающая зашлакованные подрезы (карманы) и снимающая чрезмерное усиление валика шва.

Сварка «горячего прохода» должна осуществляться не позднее 5 мин после окончания сварки корневого слоя. Это связано с тем, что для сварных швов, выполненных электродами с целлюлозным видом покрытия, характерно высокое содержание диффузионного водорода, увеличиваю-

Таблица 9. Режимы сварки электродами с покрытием целлюлозного вида

Марка электрода	Корневой слой		«Горячий проход»	
	Род тока, полярность	Сварочный ток, А	Род тока, полярность	Сварочный ток, А
Флитвелд 5П	= (+)	130...150	= (+)	150...170
Флитвелд 5П+	= (+)	120...140	= (+)	140...160
Тиссен Цель 70	= (+)	130...160	= (+)	170...190
Пайпвелд 6010	= (+)	120...140	= (+)	140...160
Фоке Цель	= (+)	120...150	= (+)	150...180

Примечание: (= +) — постоянный ток прямой (обратной) полярности.



Угол наклона электрода при сварке электродами с целлюлозным видом покрытия: *a* — корневого слоя; *б* — «горячий проход»

щего опасность образования холодных трещин в металле шва и ЗТВ. В связи с высокой скоростью диффузии водорода в различные (потенциально опасные для зарождения трещин) участки металла ЗТВ диффузионно-подвижный водород необходимо в максимальной мере удалить из металла корневого слоя шва. Этому способствует выполнение «горячего прохода», который выполняется непосредственно после окончания сварки корневого слоя шва.

Таким образом, основной целью «горячего прохода» является удаление диффузионно-подвижного водорода из металла предыдущего слоя и выплавка шлака из карманов, раскрытых после шлифовки корневого слоя шва.

Особенность техники сварки «горячего прохода» состоит в следующем:

сварка должна выполняться на максимально допустимых для конкретной марки электродов сварочном токе;

электрод не должен опираться на свариваемые кромки, а должен быть оторван от сварочной ванны, на короткое время погружаться в нее снова в месте нижней границы кратера;

в течение манипуляции, описанной выше, электроду придается вращательное движение при переменной длине дуги, позволяющее выплавить шлак из зоны сварки;

угол наклона электрода зависит от пространственного положения сварки и составляет в вертикальном положении 70...80 (3 ч), в горизонтальном 30...40 и в потолочном 10° (рисунок).

При правильной технике сварки «горячего прохода» сварщик легко выплавляет шлак из «раскрытых» при шлифовке корневого шва зашлакованных подрезов (карманов) и обеспечивает плоскую ровную поверхность шва для последующей сварки.

Основные дефекты, возникающие при сварке корневого слоя шва при сварке «горячего прохода» электродами с целлюлозным видом покрытия приведены в табл. 10.

Электроды, предназначенные для сварки заполняющих и облицовочного слоев, также должны отвечать специальным требованиям по сварочно-технологическим показателям, механическим свойствам соединений, производительности наплавки.

Из сварочно-технологических характеристик основными следует считать:

Таблица 10. Дефекты и причины их возникновения при сварке корневого слоя шва и «горячего прохода»

Дефект	Причины возникновения дефекта
Непровар по кромкам в корневом слое	Небольшой зазор между кромками Большое притупление Наличие смещения кромок Низкий ток Высокая скорость сварки
Подрез в корневом слое	Большой зазор между кромками Большой ток Слишком длинная дуга Неправильная техника сварки Неправильно выбранная полярность тока
Образование продольной плоскости в обратном валике (усадочные раковины)	Слишком мал зазор (дегазация затруднена интенсивным растворением наплавленного металла в металле основы) Слишком велик зазор между кромками
Шлаковые включения между корневым слоем и «горячим проходом»	Недостаточно сошлифовано усиление шва Остаток шлака в «карманах» Слишком низкий ток Неправильный угол наклона электрода
Пористость при сварке «горячего прохода»	Слишком большое усиление корневого слоя шва Остался шлак в «карманах» Слишком высокий ток Слишком длинная дуга

Таблица 11. Химический состав и механические свойства электродов с покрытием основного вида для сварки заполняющих и облицовочного слоев стыков труб из сталей повышенной прочности (3 группа)

Марка электрода, тип по ГОСТ (AWS)	Типичный химический состав наплавленного металла	Типичные механические свойства металла шва					
		σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %	KCV , Дж/см ² , при температуре, °С	
						-20	-40
Кессель 5520 Мо, Э60 (E8018-A1)	0,08 С 1,2 Мп 0,3 Si 0,5 Мо	640	523	24	66	—	38
ОК 74.70, Э60 (E8016-03)	0,07 С 1,43 Мп 0,41 Si 0,38 Мо	625	525	27	72	79	51
Линкольн 18П, Э60 (E8018-0)	0,05 С 1,33 Мп 0,3 Si 0,77 Ni 0,32 Мо	645	535	27	71	85	66
Шварц ЗК Мод, Э60 (E8015-A1)	0,08 С 1,20 Мп 0,30 Si 0,45 Мо	620	530	23	68	53	39

проплавляющую способность электродов и способность выплавлять дефекты предыдущего слоя;

производительность наплавки;

отделимость шлака;

мелкочешуйчатость шва;

технологичность электрода при сварке облицовочного слоя;

коэффициент разбрызгивания.

Основным требованием по механическим свойствам являются обеспечение равнопрочности металла шва с основным металлом. Это означает, что фактический предел прочности металла должен быть не ниже нормального временного значения прочности свариваемой трубной стали, обозначенного в соответствующих технических условиях на трубы или детали трубопроводов.

Дополнительным требованием является обеспечение требуемого уровня вязкости и пластичности металла шва, если к сварным соединениям конкретного нефтепровода таковые предъявляются. Данные по химическому составу наплавленного металла и механическим свойствам металла шва электродов с основным покрытием для сварки заполняющих и облицовочных слоев шва стыков труб из сталей повышенной прочности представлены в табл. 11.

Производительность наплавки электродов для сварки заполняющих слоев стыков труб из сталей

Results of comparative tests of Russian and imported covered electrodes applied to repair of main oil pipelines are presented. Recommendations are given on application of the electrodes allowing for the experience gained at the Joint Stock Company «Transneft».

1-3 групп прочности для электродов диаметром 4,0 мм при сварочном токе 160 А составляет: 1,34 (ОК 53.70); 1,27 (Линкольн 16П); 1,45 (Феникс К50Р Мод); 1,54 (ОК 48.04). При токе 180 А: 1,50 (Кессель 5520Мо); 1,40 (ОК 74.70); 1,65 (Линкольн 18П); 1,50 (Шварц ЗК Мод); 1,42 (ВСФ-65М).

Сварку заполняющих слоев следует осуществлять без перерывов. При этом необходимо контролировать межслойную температуру, которая должна находиться в пределах 20...120 °С. Послойную зачистку слоев следует осуществлять с помощью шлифовальных машинок с круглыми металлическими щетками. Облицовочный слой должен иметь усиление 1...3 мм. Ширина облицовочного слоя определяется шириной раскрытия кромок +1,0...1,5 мм перекрытия основного металла с каждой стороны.

Реализация представленных данных по выбору электродов для строительства и капитального ремонта магистральных нефтепроводов, реконструкций по особенностям их применения в сочетании с обязательной аттестацией сварщиков и жестким контролем качества соединений позволяет организациям АК «Транснефть» с высокой гарантией проводить безаварийную эксплуатацию нефтепроводов в России и за рубежом, способствует поднятию общего уровня трубопроводного строительства в России и СНГ.

Поступила в редакцию 22.03.2006

ОДНОПРОХОДНАЯ ЭЛЕКТРОДУГОВАЯ СВАРКА ЗАКЛАДНЫМ ЭЛЕКТРОДОМ МЕТАЛЛА БОЛЬШОЙ ТОЛЩИНЫ

Г. В. КУЗЬМЕНКО, инж., **В. Г. КУЗЬМЕНКО**, д-р техн. наук, **В. И. ГАЛИНИЧ**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. В. ОТРОКОВ, инж., **М. А. ЛАКТИОНОВ**, канд. техн. наук (Сумское НПО им. М. В. Фрунзе)

Проанализированы способы сварки, применяемые в промышленности для соединения металла большой толщины. Отмечены преимущества введения электродного металла в стык до сварки и показана возможность устойчивого горения дуги в зазоре менее 2 мм. Для компенсации дефицита присадочного металла, возникающего в процессе образования шва, предложено через каналы в пластинчатом электроде вводить дополнительный присадочный материал. Новый способ автоматической однопроходной электродуговой сварки металла большой толщины получил название электродуговой сварки закладным электродом. Приведены технико-экономические характеристики нового способа сварки в сравнении с существующими и примеры использования его для сварки сталей различных марок.

Ключевые слова: электродуговая сварка, металл большой толщины, пластинчатый электрод, узкий зазор, сварка в монтажных условиях

При сварке металла большой толщины используются как однопроходные (электрошлаковая сварка и дуговая сварка с принудительным формированием), так и многопроходные (сварка под флюсом и в среде защитных газов) технологии. Однопроходные способы сварки отличаются высокой производительностью, но зачастую не обеспечивают требуемый уровень механических свойств сварного соединения вследствие перегрева металла шва и околосшовной зоны. Многопроходные способы сварки позволяют получить высокий уровень механических свойств сварного соединения, но за счет существенного снижения производительности процесса. При этом достаточно велика вероятность образования дефектов — несплавлений и шлаковых включений. В последнее время получили развитие способы сварки в узкий зазор металла большой толщины. Однако требуемая точность введения электродной проволоки в глубокий и узкий зазор значительно ужесточает требования к сварочному оборудованию, а также усложняет технику сварки [1–5].

Кроме приведенных выше примеров использования известных технологий для сварки металла большой толщины, многие исследователи предлагали также технические решения, в которых электродный металл в виде пластин вводили в стык до сварки. Такой прием в отличие от общепринятого (когда электродный металл подается в виде проволоки снаружи стыка) имеет определенные преимущества в плане уменьшения сварочного зазора, упрощения оборудования и тех-

ники сварки. В работе [6] предложено вводить в зазор и зажимать между свариваемыми кромками плоский электрод, покрытый обмазкой, после чего между концом электрода и свариваемыми деталями возбуждать дугу, которая, перемещаясь самостоятельно по торцу электрода, должна проплавлять весь стык. Недостатками этого способа является отсутствие компенсации дефицита электродного металла, возникающего по мере образования шва.

Применительно к сварке металла толщиной до 40 мм известен способ «туннельной» сварки [7], согласно которому в стык вводится покрытый плавящийся мундштук овального сечения, через который дополнительно подают стальную ленту, компенсирующую дефицит электродного металла в стыке. Авторы считают, что этот способ сварки пригоден для выполнения коротких швов во всех пространственных положениях, однако при этом требуется дополнительное применение формирующих подкладочных средств и флюса для укрытия зоны сварки.

В патенте США [8] предложено выполнять автоматическую электродуговую сварку стыковых соединений большой толщины без разделки кромок с использованием введенного в стык пластинчатого электрода, толщина которого составляет 2,4...7,9 мм, а ширина примерно равна толщине свариваемых листов. Сварку выполняют в вертикальном положении снизу вверх. Пластинчатый электрод имеет сравнительно тонкое (0,25...1,25 мм) керамическое покрытие, отличающееся диэлектрическими свойствами. При сборке под сварку электрод с покрытием целиком заполняет зазор между свариваемыми кромками по всей его длине. Для получения шва, соответствующего

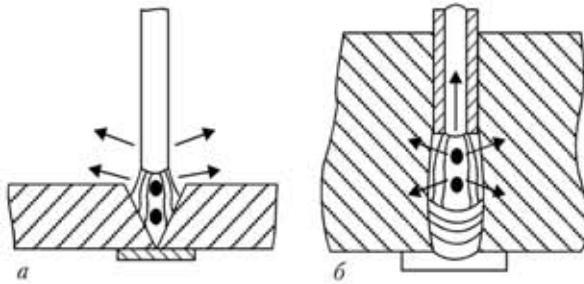


Рис. 1. Схема горения дуги в открытом (а) и закрытом (б) пространстве стыка

ющего размерам детали, длина электрода должна быть на 10...25 % больше свариваемого стыка, а его подачу необходимо осуществлять в процессе сварки. Чтобы воспрепятствовать вытеканию жидкого металла стык с обеих сторон закрывается водоохлаждаемыми медными башмаками. Покрытие на пластинчатый электрод предлагается наносить путем окунания, напыления или применять стеклоткань.

И. В. Зуев [9] для сварки толстого металла переменного сечения предлагает использовать плоский неподвижный плавящийся электрод соответствующего профиля, предварительно введенный в стык. Он связывает режимы сварки со значениями избыточного давления паров расплавленного металла, скоростью распространения звука в металле электрода, сечением электрода и безразмерным коэффициентом Грюнайзена. И. В. Зуев с сотрудниками [10] исследовали также характер перемещения дуги при дуговой сварке металлов неподвижным плавящимся электродом. Недостатками указанного способа являются отсутствие рекомендаций по стабилизации горения дуги в узком зазоре и невозможность осуществлять сварку протяженных швов из-за возникающего при заполнении стыка дефицита электродного металла.

Хотя предложенные способы сварки по тем или иным причинам не нашли промышленного применения, на наш взгляд, во всех них содержится рациональное зерно — использование плоского плавящегося электрода, предварительно введенного в зазор между свариваемыми кромками. Если предположить, что в процессе сварки будет обеспечено устойчивое горение дуги и равномерно-последовательное плавление плоского электрода с надежным оплавлением кромок стыка, то такой способ сварки может успешно использоваться для неразъемного соединения металла достаточно большой толщины. При этом пластинчатый электрод, введенный в стык, будет выполнять функцию устройства, задающего своеобразную «программу» самостоятельного движения дуги. Это позволяет отказаться от перемещения ее вдоль стыка, который используется во многих существующих способах электродуговой сварки. Поло-

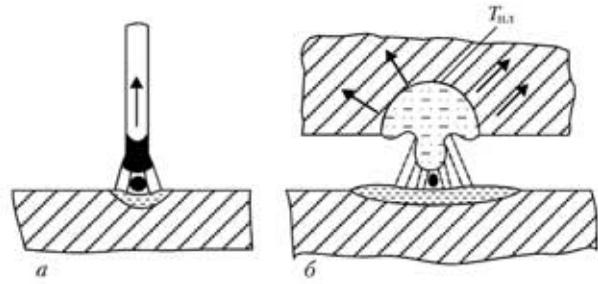


Рис. 2. Схемы плавления электродного металла при использовании проволочных (а) и пластинчатых (б) электродов ($T_{пл}$ — температура плавления)

жительным фактором такого технологического приема является возможность более полного использования тепла дуги за счет ее горения в закрытом пространстве стыка, сопоставимого по ширине с размерами столба дуги (рис. 1). В результате этого, а также благодаря развитому сечению электрода достигается высокая эффективность его плавления (рис. 2) [11], и как следствие можно ожидать ограничения парообразования путем снижения температуры сварочной ванны [12] по сравнению с аналогичными дуговыми способами сварки с использованием проволочного электрода.

Возможность введения процесса сварки с предварительным заполнением стыка электродным металлом определяется надежностью электрической изоляции электрода от свариваемых деталей в исходном состоянии и в процессе сварки, а также стабильностью горения дуги в узком зазоре. Эти условия могут обеспечиваться за счет выбора соответствующего состава изолирующего покрытия, включающего компоненты, при нагреве образующие поток из газа, пара и шлака, который оттесняет дугу от свариваемых кромок (рис. 3). Чтобы оценить, насколько эффективен такой механизм стабилизации горения дуги, нами проведена экспериментальная сварка двух пластин из низ-

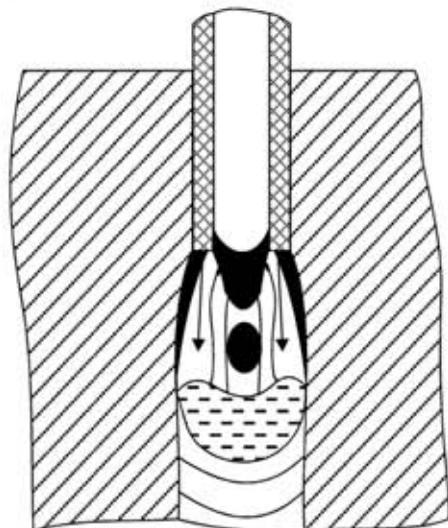


Рис. 3. Схема стабилизации и экранирования электрической дуги в узком зазоре при ее горении на торце пластинчатого изолированного электрода за счет действия потока газа, пара или шлака (показано стрелками)

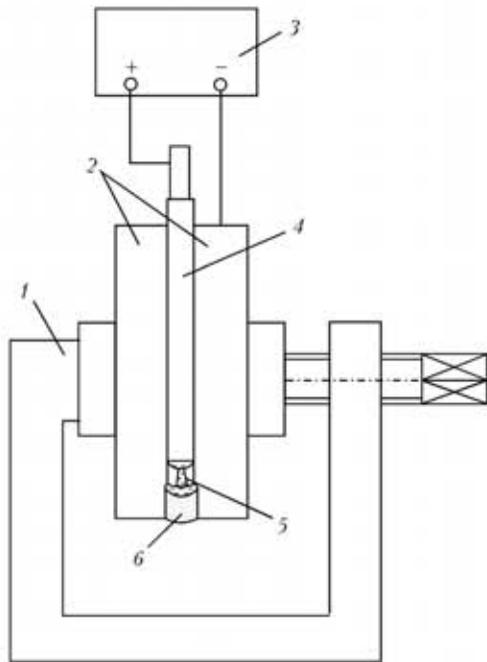


Рис. 4. Схема сварки стыка пластин с зазором 1,5 мм: 1 — трубка; 2 — свариваемые части; 3 — источник тока; 4 — пластинчатый электрод; 5 — электрическая дуга; 6 — сварной шов.

коуглеродистой стали (рис. 4). Размер их свариваемых поверхностей составлял 100×150 мм, зазор — 2 мм, пластинчатый электрод толщиной 2 мм был покрыт тонким (0,2 мм) слоем изолирующего материала (конденсаторная бумага, политетрафторэтилен), для которого характерно разложение газообразных продуктов при нагреве. Электрод зажимали между шлифованными поверхностями образцов и подключали к источнику сварочного тока типа ВДУ-1201. Между концом электрода и свариваемыми пластинами возбуждалась дуга, которая, перемещаясь по торцу электрода, последовательно его переплавляла. Таким образом удалось получить сварное соединение (рис. 5) с очень узким (около 2 мм) швом. Однако качество сварного соединения оказалось неудовлетворительным из-за ограниченных возможностей металлургического воздействия на металл шва. Избавиться от пористости и науглероживания шва с помощью указанных выше изолирующих материалов не удалось. Кроме того, даже в случае применения очень тонкого покрытия по мере плавления электрода в стыке неизбежно накапливался дефицит электродного металла, в результате чего в металле шва возникали дефекты в виде пустот и несплавов. Поэтому в дальнейшем толщину сердечника электрода увеличили до

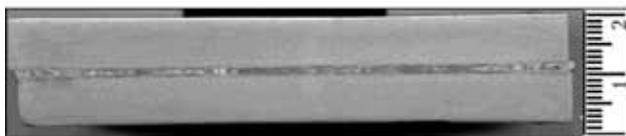


Рис. 5. Вид стыка после электродуговой сварки закладным электродом (зазор — 1,5 мм)

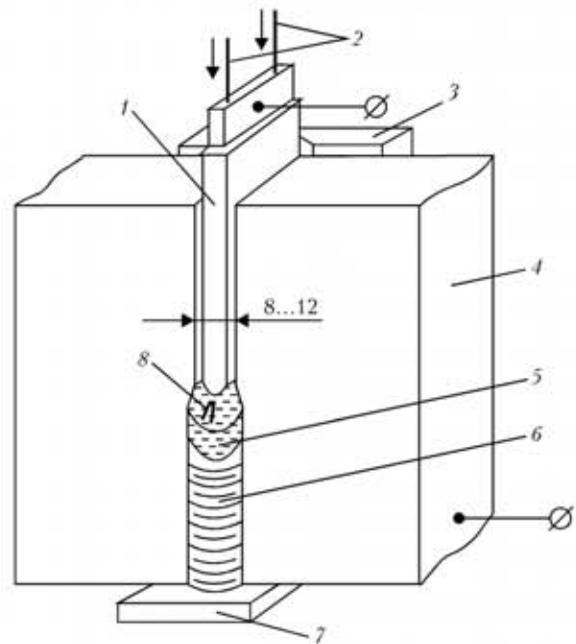


Рис. 6. Схема электродуговой сварки закладным электродом: 1 — закладной электрод; 2 — присадочная проволока; 3 — формирующая накладка; 4 — свариваемое изделие; 5 — сварочная ванна; 6 — сварной шов; 7 — подкладка; 8 — дуга

4...6 мм, что позволило выполнить в нем продольные каналы для подачи дополнительного электродного металла. В качестве изолирующего материала применяли керамическое покрытие толщиной 0,8...1,5 мм, в состав которого в определенном соотношении вводили оксиды, фториды и карбонаты, а также необходимые раскислители. Это позволило упростить требования к качеству подготовки свариваемых кромок и сборке стыка, обеспечить надежную изоляцию электрода и активно влиять на металлургические процессы в сварочной ванне.

На основе рассмотренных выше литературных данных и результатов проведенных нами исследований предложен новый способ однопроходной дуговой сварки в узкий зазор, получивший название электродуговой сварки закладным электродом (рис. 6) [13, 14]. Суть этого способа сварки заключается в следующем. Свариваемые детали без разделки кромок собирают с некоторым зазором, в который вводится изолированный плавящийся электрод с сердечником в виде пластины шириной, равной толщине деталей. Сердечник имеет продольные каналы, через них для компенсации дефицита металла в процессе сварки подаются присадочные проволоки или ленты. С обе-



Рис. 7. Вид оплавленного торца закладного электрода при электродуговой сварке металла толщиной 30 мм (толщина металлической части электрода — 6 мм, покрытия — 1,2 мм)

Таблица 1. Сравнительные показатели различных способов сварки

Параметр	Электродуговая сварка закладным электродом	Электродшлаковая сварка	Электродуговая сварка с принудительным формированием
Толщина металла, мм	20...100	20...200	12...60
Зазор, мм	8...12	20...40	12...25
Напряжение, В	24...30	36...55	28...48
Сварочный ток, А	400...1000	400...1200	300...700
Скорость сварки, м/ч	2,0...8,0	0,5...2,2	1,0...7,0
Удельное время сварки, с/см ²	1,0...5,0	2,3...20,0	2,4...13,0
Удельная энергоёмкость, кДж/см ²	25...50	100...400	40...150
Удельная материалоемкость, г/см ²	6,3...9,4	15,7...31,4	9,4...19,6

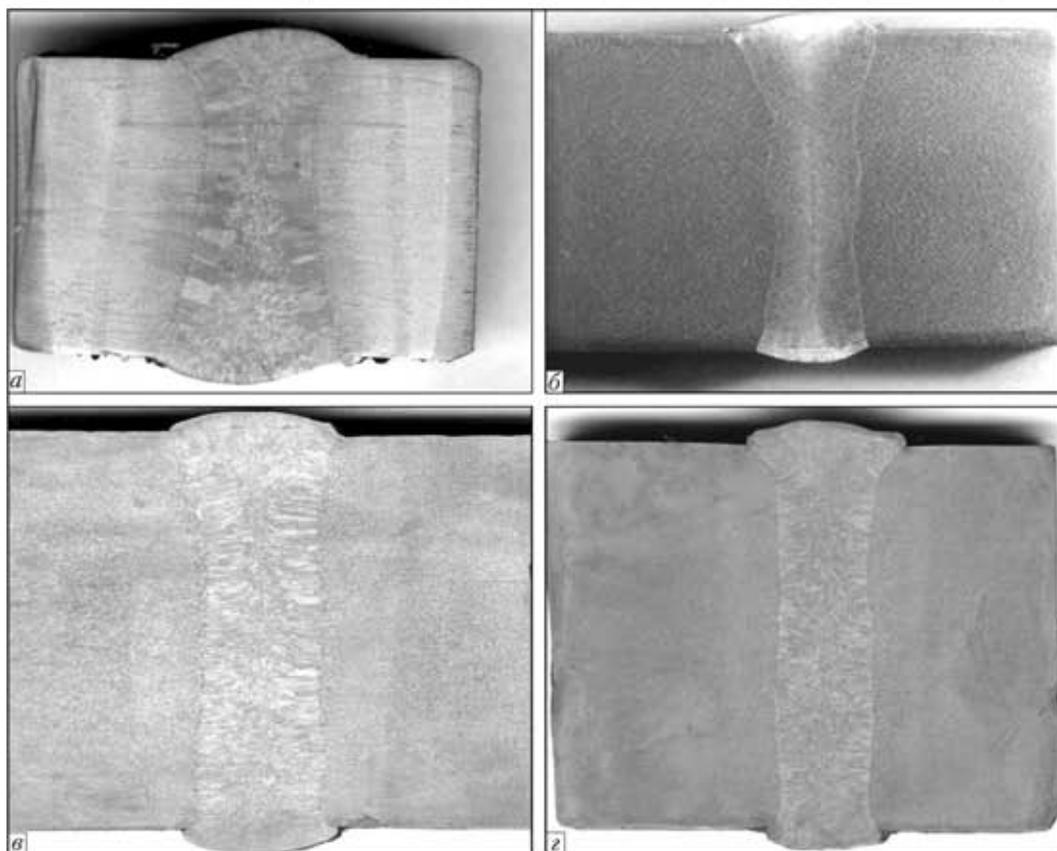


Рис. 8. Макрошлифы соединений, полученных электродуговой сваркой закладным электродом (один проход) на стали 10ХСНД толщиной 30 мм (а), 08Х17Н13М2Т толщиной 38 мм (б), 09Г2С толщиной 60 мм (в) и СтЗсп толщиной 60 мм (г)

их сторон свариваемый стык закрыт формирующими накладками. Дуга возбуждается на нижнем конце закладного электрода и, перемещаясь по его торцу, горит в пространстве, ограниченном кромками свариваемых деталей и поверхностями формирующих накладок. Под действием тепла, создаваемого дугой, происходит нагрев и плавление электрода, присадочного металла и кромок свариваемых деталей, в результате чего образуется сварной шов. Несмотря на беспорядочное перемещение по торцу электрода дуга обеспечивает устойчивое и равномерное его плавление (рис. 7). Этот эффект можно объяснить исходя из принципа Штеенбека [15], согласно которому дуга в основном горит там, где создаются условия для

ее функционирования при минимальном напряжении. Одним из основных факторов, стимулирующих перемещение дуги по торцу электрода, является увеличение расстояния между торцом электрода и сварочной ванной в результате его плавления.

При этом способе сварки за счет использования пластинчатого закладного электрода зазор между кромками составляет 8...12 мм при толщине свариваемых деталей 20...100 мм, благодаря чему обеспечивается достаточно высокая производительность процесса (суммарный коэффициент расплавления электродного и присадочного металла равен 22 г/(А·ч)) и умеренное (25...50 кДж/см²) удель-

Таблица 2. Химический состав (мас. %) и механические свойства (средние значения) металла шва, выполненного на различных типах сталей

Марка стали (толщина, мм)	Массовая доля элементов, %						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
10ХСНД (20)	0,08	0,52	1,14	0,32	1,10	0,41	0,28
10ХСНД (30)	0,09	0,44	1,19	0,29	1,21	0,46	0,26
Ст3сп (30)	0,13	0,37	0,98	0,11	0,07	0,04	—
Ст3сп (50)	0,11	0,35	0,92	0,09	0,12	0,07	—
09Г2С (60)	0,09	0,52	1,69	0,24	0,09	0,21	—
08Х17Н13М2Т (38)	0,04	0,82	0,97	19,0	12,10	1,86	—

Окончание табл. 2

Марка стали (толщина, мм)	Механические свойства металла шва (средние значения)						
	σ_t , МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	KCU , Дж/см ²		KCV , Дж/см ²	
				-40 °С	-60 °С	+20 °С	-20 °С
10ХСНД (20)	415	585	28	—	—	126	82
10ХСНД (30)	410	590	27	—	—	105	78
Ст3сп (30)	365	490	29	78	—	—	—
Ст3сп (50)	362	485	39	86	—	—	—
09Г2С (60)	390	570	28	101	75	—	—
08Х17Н13М2Т (38)	320	565	38	—	> 360	—	—

ное тепловложение. В табл. 1 приведены показатели нового способа сварки.

Электродуговая сварка закладным электродом опробована нами при сварке образцов из низкоуглеродистых (Ст3), низколегированных (09Г2С, 10ХСНД, 16Г2АФ) и высоколегированных коррозионностойких (08Х18Н10Т, 08Х17Н13М2Т) сталей толщиной от 20 до 100 мм. Эксперименты показали, что предложенный способ сварки отличается высокой надежностью и позволяет получать сварные швы на сталях исследуемой толщины практически без дефектов — трещин, неплавления, пор и шлаковых включений (рис. 8). Полученные сварные швы имеют механические свойства не ниже основного металла. Даже при температуре испытания -60 °С металл шва, выполненного на низколегированных сталях, характеризуется высокой (70...80 Дж/см²) ударной вязкостью, несмотря на минимальный уровень легирования (табл. 2).

По нашему мнению, электродуговая сварка закладным электродом найдет широкое применение при изготовлении толстостенных (20...100 мм) сварных конструкций с относительно короткими (до 1000 мм) швами благодаря своей экономичности и простоте используемого оборудования. Она сможет стать альтернативой традиционным способам сварки.

Выводы

1. Предложен новый способ автоматической однопроводной электродуговой сварки закладным

электродом металла толщиной 20...100 мм, который выполняется в вертикальном положении свариваемых деталей и предназначен в основном для сварки коротких (до 1000 мм) швов, в том числе в монтажных условиях.

2. Применение пластинчатого плавящегося электрода с изолирующим покрытием позволяет уменьшить зазор между свариваемыми кромками до 8...12 мм, благодаря чему значительно улучшаются технико-экономические показатели процесса сварки металла.

3. Компенсация дефицита электродного металла при сварке может обеспечиваться как постепенной (по мере оплавления) подачей пластинчатого электрода к сварочной ванне, так и вводом через его каналы проволок или пластин.

4. Соответствие размеров пластинчатого изолированного электрода размерам стыка и особенности горения дуги (принцип Штеенбека) на торце пластинчатого электрода задают «программу» ее самостоятельного перемещения в узком зазоре, обеспечивающую равномерное оплавление кромок свариваемых частей и образование плотного шва. Это исключает необходимость применения специальных устройств для перемещения электрода вдоль стыка и значительно упрощает используемое оборудование.

1. Технико-экономическое сопоставление различных способов сварки толстостенового металла / А. Н. Серенко, А. И. Патрикеев, В. А. Шаферовский и др. // Свароч. пр-во. — 1985. — № 12. — С. 3-5.

2. *Электрошлаковая сварка и наплавка* / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1980. — 511 с.
 3. *Сварка в защитных газах соединений низкоуглеродистых высоколегированных сталей по щелевой разделке* / В. К. Лебедев, Н. И. Каховский, В. С. Савченко, В. Ю. Кондратьев // *Автомат. сварка*. — 1977. — № 5. — С. 1–5.
 4. *Технологические возможности сварки под флюсом в узкий зазор среднелегированных сталей большой толщины* / Б. С. Касаткин, А. К. Царюк, Н. Е. Левенберг, Н. В. Пилипенко // *Там же*. — 1984. — № 7. — С. 41–44.
 5. *Терещенко В. И., Либанов А. В.* Выбор и применение способов сварки при изготовлении конструкций. — Киев: Наук. думка, 1987. — 192 с.
 6. *А. с. 53628 СССР, МКН В 23 К 09/09.* Способ электрической дуговой сварки / Ф. Ф. Пашенко. — Заявл. 16.06.37; Оpubл 31.08.38.
 7. *Разработка нового способа туннельной дуговой сварки* / К. Iio, А. Osakto, К. Kobayashi, М. Konishi // *Kobe Steel Eng. Repts.* — 1974. — 24, № 3. — Р. 93–99.
 8. *Пат. 3646312 США, МКН В 23 К 35/22.* Electrodes for welding and the like / Н. Е. Cable, Н. Е. Cable. — Оpubл. 29.02.72.
 9. *Пат. 2115521 РФ, МКН В 23 К 9/173 9/10.* Способ электродуговой сварки изделий сложного профиля и устройство для его осуществления / И. В. Зуев. — Оpubл. 20.07.98.
 10. *Движение дуги в узком зазоре при дуговой сварке металлов неподвижным плавящимся электродом* / И. В. Зуев, В. Ф. Кубарев, В. О. Бушма, Р. В. Родякина // *Технология. Приклад. физика*. — 1994. — № 3. — С. 3–7.
 11. *Размышляев А. Д., Багрянский К. В., Нестеренко К. А.* Теплоотделение капель при дуговой наплавке // *Свароч. пр-во*. — 1972. — № 5. — С. 15–16.
 12. *Маликин В. Л., Фрумш И. И.* Средняя температура сварочной ванны при наплавке ленточным электродом под флюсом // *Автомат. сварка*. — 1977. — № 6. — С. 25–28.
 13. *Пат. 2219021 РФ, МКН В 32 К 9/14, 35/36.* Способ электродуговой сварки плавящимся электродом и электрод для его осуществления / В. Г. Кузьменко, Г. В. Кузьменко. — Оpubл. 20.12.2003.
 14. *Пат. 68361 Украина, МПК В 23 К 9/2.* Спосіб электродугового зварювання плавким електродом та електрод для його здійснення / В. Г. Кузьменко, Г. В. Кузьменко. — Оpubл. 16.08.2004.
 15. *Лесков Г. И.* Электрическая сварочная дуга. — М.: Машиностроение, 1970. — 333 с.
- Welding methods commercially applied to join heavy metal sections have been analysed. The advantages of introducing the electrode metal into a joint prior to welding are noted, and the possibility of providing a stable arc in gaps less than 2 mm in size is shown. It is suggested that the edge gap should be widened to 8-12 mm, and that the extra filler metal should be introduced through channels in flat electrodes to compensate for the filler metal shortage. A new method is offered for automatic one-pass electric arc welding of heavy metal sections, called embedded-electrode electric arc welding. Technical-economic characteristics of the new process are compared with those of the available processes, and examples of its application for welding different grades of steels are given.

Поступила в редакцию 01.09.2005,
в окончательном варианте 12.01.2006

ПОРОШКОВАЯ ПРОВОЛОКА ДЛЯ УПРОЧНЕНИЯ ШЕЕК И ГАЛТЕЛЕЙ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

В. Н. МАТВИЕНКО, канд. техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Разработан состав наплавочного материала в виде порошковой проволоки, обеспечивающий улучшенные служебные характеристики прокатных валков стана слябинг-1150. Стойкость шеек валков достигает уровня стойкости рабочей поверхности бочки.

Ключевые слова: электродуговая наплавка, порошковая проволока, наплавленный металл, шейки и галтели валков прокатных станов

Проблема сохранения на достаточно высоком уровне технико-экономических показателей работы прокатного стана слябинг-1150 ОАО «ММК им. Ильича» в первую очередь предусматривает решение главной задачи — повышение срока службы его основного рабочего инструмента — прокатных валков. В условиях наплавочного участка цеха слябинг-1150 [1] успешно решается первая часть этой задачи — упрочнение рабочей поверхности бочек валков методом электродуговой наплавки слоя металла с использованием материалов и технологий, разработанных отраслевой научно-исследовательской лабораторией ПГТУ.

Анализ стойкости валков показывает, что в большинстве случаев выход их из строя, в том числе и разрушения, происходят по шейкам, особенно в месте перехода от шейки к бочке, т. е. по галтели (рис. 1). В связи с этим необходимо разработать наплавочный материал и технологию наплавки, обеспечивающие повышение стойкости шеек до уровня стойкости рабочей поверхности бочки валка.

Поверхность шеек валка стана слябинг-1150 работает в тяжелых температурно-силовых условиях гидроабразивного изнашивания в сочетании со значительными ударными изгибающими знакопеременными нагрузками и крутящими моментами. Условия воздействия на металл абразивной и коррозионной среды, характер повреждения его поверхности определяют необходимый состав, микроструктуру, фазовое состояние и свойства наплавленного металла. Для повышения эксплуатационной стойкости шеек и галтелей необходимо осуществлять наплавку их рабочей поверхности материалами, обеспечивающими достаточно высокую прочность и пластичность как при нормальных, так и повышенных температурах; высокую

износостойкость и термостойкость наплавленного слоя наряду с коррозионной стойкостью. Разработка материала должна обеспечивать как его высокие эксплуатационные свойства, отвечающие отмеченным выше требованиям, так и технологические возможности его нанесения на поверхность шейки и галтелей электродуговой наплавкой.

Для сопротивления разрушающему воздействию абразивной среды в условиях трения металл по металлу наплавленный металл должен иметь твердую составляющую (карбиды, бориды, нитриды, интерметаллидные соединения), при этом твердые частицы карбидов и других соединений должны прочно удерживаться матрицей — основой сплава. Роль матрицы в сталях и сплавах может выполнять мартенсит, феррит, аустенит, ледебурит. В соответствии с этим классификация износостойкого наплавленного металла по структурным признакам [2] включает следующие классы: мартенситный, мартенситно-карбидный (здесь, кроме карбидов, могут присутствовать другие твердые частицы — бориды, карбонитриды, интерметаллиды и т. п.), ферритно-карбидный, аустенитно-карбидный, ледебуритно-карбидный. В табл. 1 приведена характеристика наплавленного металла различных классов.

С учетом изложенного выше, а также общепринятых рекомендаций [2, 3] на предварительном этапе исследований были отобраны наплавочные материалы, обеспечивающие получение наплавленного металла мартенситного, мартенситно-карбидного и аустенитно-карбидного классов. Бы-

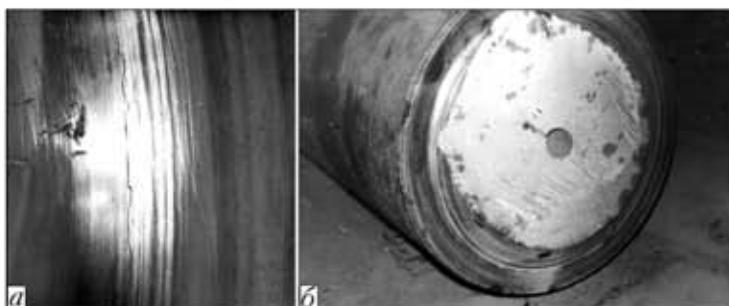


Рис. 1. Внешний вид галтельной части прокатного валка с трещиной на поверхности (а) и зоны разрушения горизонтального валка стана слябинг-1150 по галтели (б)

Таблица 1. Характеристика наплавленного металла различных классов

№ п/п	Тип наплавленного металла	Структурный класс	Относительная трудоемкость механической обработки
1	30ХГСА	Мартенситный	1,0
2	18Х6ГМФС	Мартенситно-карбидный	1,6
3	25Х7ГМФС	» »	1,7
4	12Х12Г12СФ	Аустенитно-карбидный	1,7
5	X20Н10Г6	» »	1,7

ли проведены металлографические исследования, испытания на износ-, термостойкость, твердость при нормальных и повышенных температурах, сопротивляемость образованию кристаллизационных трещин при наплавке.

Для изготовления образцов производили четырех-, пятислойные наплавки на пластины толщиной 40 мм из стали 50^{*} с предварительным подогревом до температуры 300...350 °С. Износостойкость наплавленного металла оценивали на установке с возвратно-поступательным движением тела трения из стали Р18. Температура тела трения составляла 400 °С, удельное давление 14,7 МПа, скорость перемещения тела трения 11,2 м/мин, время испытания 1 ч [4]. Твердость металла при повышенных температурах измеряли на образцах размерами 6Х3Х40 мм, вырезанных из наплавленного металла, при пропускании по ним тока. Температуру образца во время нагрева и охлаждения фиксировали с помощью приваренной к образцу хромель-копелевой термопары [4]. Термостойкость наплавленного металла определяли путем кратковременного пропускания тока через участок наплавленного металла с последующим быстрым охлаждением его струей проточной воды [4]. Количество циклов теплосмен «нагрев–охлаждение» оценивали до появления видимой трещины. Испытание наплавленного металла на стойкость против образования кристаллизационных

трещин производили по методике, предусматривающей принудительный изгиб плоского образца (по схеме чистого изгиба) в процессе наплавки, благодаря чему в кристаллизующемся наплавленном металле возникают растягивающие напряжения [4]. Показателем технологической стойкости против образования кристаллизационных трещин являлась максимальная критическая скорость деформации, при которой в наплавленном металле еще отсутствуют трещины. Результаты испытаний наплавленного металла представлены в табл. 2.

Металл мартенситного класса может быть получен при наплавке средне- или высокоуглеродистой сталью (например, проволоками Нп-35, Нп-65Г, Нп-30ХГСА и др.). Конечная структура и свойства такого металла определяются в основном содержанием в нем углерода и температурно-временными условиями (режимом и технологией) наплавки. Из низко- и среднеуглеродистых материалов наиболее широкое распространение для наплавки шеек валков получил металл 30ХГСА, структура которого показана на рис. 2. Такой металл достаточно технологичен — в широком диапазоне изменения параметров режима практически не склонен к образованию трещин, имея достаточно высокий показатель технологической прочности (табл. 2), хорошо поддается механической обработке, благодаря высокой пластичности хорошо сопротивляется действию ударных нагрузок. Однако ввиду относительно невысокой твердости (в связи с малым содержанием углерода) и отсутствия в структуре твердых упрочняющих частиц (карбидов) износостойкость среднеуглеродистого наплавленного металла мартенситного класса невысока (табл. 2) и находится на уровне износостойкости термически упрочненных конструкционных сталей. Поэтому металл 30ХГСА при наплавке прокатных валков в основном применяется только в качестве промежуточных слоев (так называемых подслоев).

Более высокую твердость и износостойкость по сравнению с металлом мартенситного класса

Таблица 2. Результаты испытаний наплавленного металла

Вид испытания	30ХГСА	18Х6ГМФС	25Х7ГМФС	12Х12Г12СФ	X20Н10Г6
Износостойкость, мг	85,6...90,2	42,4...46,3	28,6...32,1	25,2...28,9	33,7...35,4
Термостойкость, количество циклов	1710...1830	1850...1980	1320...1450	1510...1640	840...970
Твердость (HRC) металла при температуре, °С:					
20	26...30	40...44	47...50	33...36	30...34
500	18...21	28...31	33...36	29...32	24...27
Технологическая прочность (скорость деформации), мм/мин	17,6...18,2	8,6...9,3	7,1...7,5	10,8...12,4	9,5...10,1

Примечание. В табл. 2, 3 приведены результаты 3...5 испытаний или замеров.

* В работе принимали участие К. К. Степнов, А. И. Олдаковский.

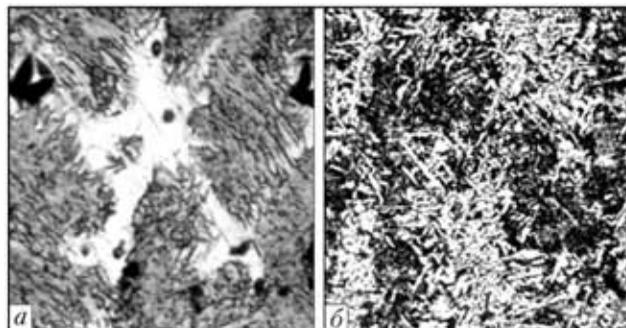


Рис. 2. Микроструктура наплавленного металла 30ХГСА ($\times 320$): а — многопроходная наплавка проволочным электродом (феррит + перлит, $HV\ 200$); б — однопроводная наплавка ленточным электродом (мартенсит, троостит, бейнит, $HV\ 400$)

имеет металл мартенситно-карбидного класса. Известны модификации экономнолегированных сплавов системы Fe–C–Cr–Mo–V типа Х5МФ — 25Х5ФМС, получаемых наплавкой порошковой проволокой [5], и сплавов 18Х6ГМФС, 20Х7ГФМ, 25Х7ГМФС, получаемых наплавкой низкоуглеродистыми проволоками или лентами под легирующим керамическим флюсом ЖСН-5 [6]. Такой металл при многопроходной наплавке с предварительным подогревом имеет структуру высокоотпущенного мартенсита — сорбита + карбиды (рис. 3). Он характеризуется сочетанием достаточно высоких значений твердости, износо-, термо- и трещиностойкости (см. табл. 2), что предопределило широкое применение этих экономнолегированных материалов для упрочнения рабочей поверхности бочки прокатных валков стана горячей прокатки.

Вместе с тем эти сплавы, как и описанные выше, не являются коррозионно- и кавитационно-стойкими в условиях гидроабразивного изнашивания, характерного для эксплуатации шеек валков стана слябинг-1150. Поэтому применение этих материалов для наплавки шеек нерационально. С этих позиций весьма перспективно применение наплавленного металла аустенитно-карбидного класса.

Аустенитная матрица имеет ряд преимуществ по сравнению с мартенситной или ферритной. Прежде всего аустенит имеет более высокую вязкость и прочность, чем феррит, что способствует,

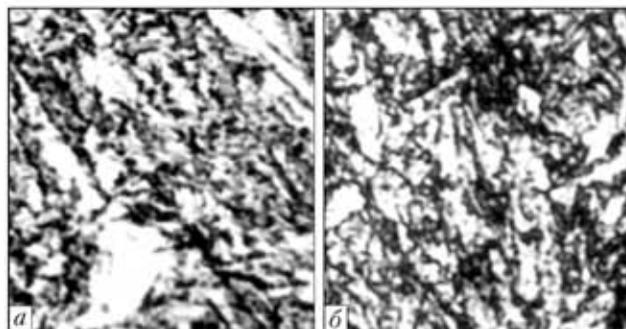


Рис. 3. Микроструктура ($\times 500$) сплава системы Fe–C–Cr–Mo–V наплавленного металла: а — 18Х6ГМФС; б — 25Х7ГМФС

с одной стороны, лучшему удержанию частиц твердой фазы, а с другой — общему повышению износостойкости, особенно при ударно-абразивном изнашивании. Кроме того, аустенит может быть полностью или частично неустойчивым (нестабильным) и в процессе пластической деформации претерпевать превращение в мартенсит (так называемый мартенсит деформации), что приводит к дополнительному повышению износостойкости. Другим важным эксплуатационным свойством аустенитного наплавленного металла является наиболее высокая коррозионная стойкость по сравнению со всеми другими структурными классами.

В качестве износостойкого наплавленного металла аустенитно-карбидного класса для наплавки прокатных валков и роликов машин непрерывного литья заготовок успешно применяется хромомарганцевованадиевый сплав 12Х12Г12СФ [3, 4], структура которого показана на рис. 4, а результаты испытаний приведены в табл. 2. Для наплавки коррозионностойкого слоя металла используются также аустенитные проволоки (Св-08Х21Н10Г6, Св-08Х20Н9Г7Т, Св-07Х25Н13, Св-10Х20Н15 и др.) с содержанием никеля до 18...20 %, что делает эти материалы дорогими и дефицитными. Экономически целесообразно заменить в наплавленном металле аустенитного класса никель элементами, обеспечивающими требуемую структуру и сочетание его свойств. Предложен ряд хромомарганцевых сталей [7, 8], предназначенных для замены хромоникелевых сплавов. Установлено [9], что хромоникелевый и хромомарганцевый аустенит по многим свойствам близки, а в отношении теплостойкости хромомарганцевый аустенит превосходит хромоникелевый. Более высокая способность хромомарганцевого аустенита к упрочнению сильнее проявляется при повышенных температурах (если последние не превышают порога рекристаллизации). В связи с

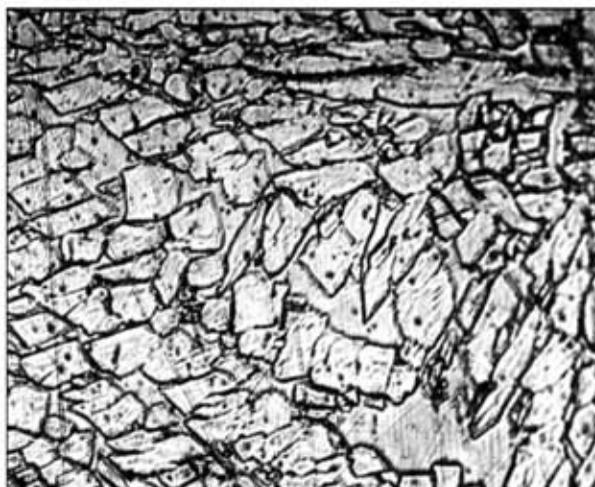


Рис. 4. Микроструктура ($\times 320$) наплавленного металла аустенитно-карбидного класса 12Х12Г12СФ

этим содержание марганца в таких сплавах ограничивается 10...15 %, т. е. тем минимальным количеством, которое обеспечивает получение стабильной аустенитной структуры [7, 9].

Оптимальным содержанием хрома в указанных хромомарганцевых сплавах является 10...13 %, что обеспечивает высокие износо- и термостойкость сплава вследствие выделения в структуре металла тугоплавких и твердых карбидов хрома. Этот элемент препятствует росту зерна сплава, увеличивает устойчивость переохлажденного аустенита. Кроме того, содержание хрома в указанных концентрациях позволяет сохранить твердость сплава при высоких температурах на достаточно высоком уровне [10], при большей концентрации хрома (свыше 13 %) сплав становится чувствительным к отпускной хрупкости, что может привести к отколам наплавленного слоя в процессе его эксплуатации.

Содержание углерода должно быть не более 0,10 %, в противном случае существует опасность образования хрупкой составляющей σ -фазы в процессе длительной эксплуатации изделия при высоких температурах [7–10].

Хромомарганцевые сплавы, предназначенные для износостойкой наплавки стальных деталей, работающих в условиях повышенных температур, циклических теплосмен в сочетании с высокими удельными давлениями, рекомендуется [11] легировать ванадием и титаном, упрочняющими твердый раствор и оказывающими влияние на дисперсность и скорость упрочнения карбидных частиц при длительных тепловых выдержках. Образуя устойчивые карбиды и уменьшая их растворимость в сплаве, эти элементы способствуют повышению термической стойкости, жаро- и износостойкости сплава, значений критических точек, что весьма важно для металла, работающего в условиях многократных теплосмен. Кроме того, такие тугоплавкие карбидные соединения выполняют роль модификаторов, эффективно измельчая первичную структуру сплава и тем самым повышая технологическую прочность металла в процессе его кристаллизации [12]. Титан обеспечивает также хорошее раскисление и дегазацию сплава, получение плотной и мелкой первичной микроструктуры и излома литой стали [13].

При разработке состава наплавленного металла для упрочнения шеек прокатных валков и порошковой проволоки за основу взят низкоуглеродистый хромомарганцевый сплав типа 09X11Г12 с дополнительным легированием ванадием, титаном, алюминием, а также микродобавками циркония.

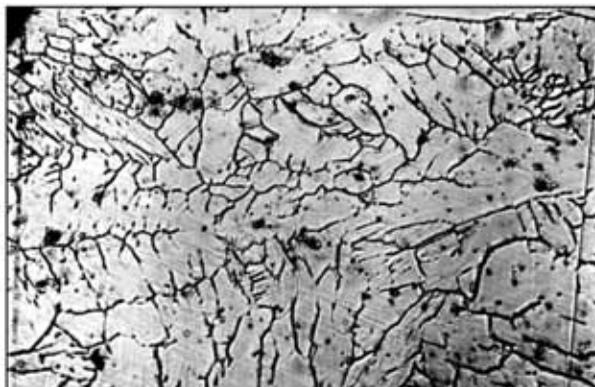


Рис. 5. Микроструктура ($\times 500$) металла, наплавленного опытной проволокой ПП-09X11Г12Ф2ЮЦТ

Для получения наплавленного металла указанного типа разработан состав порошковой проволоки ПП-09X11Г12Ф2ЮЦТ. Легирование осуществляется путем введения в шихту соответствующих металлических порошков и ферросплавов. Алюминий, добавленный в металл в небольших количествах (0,10...0,20 %), существенно измельчает его структуру благодаря образующимся высокодисперсным частицам оксидов алюминия и тем самым повышает стойкость сплава против образования кристаллизационных трещин в процессе наплавки. Эту же роль играет микролегирование металла цирконием.

Результаты лабораторных испытаний металла, наплавленного опытной порошковой проволокой под плавным флюсом АН-60, приведены в табл. 3. Химический состав металла, наплавленного опытной проволокой ПП-09X11Г12Ф2ЮЦТ, следующий, мас. %: 0,07...0,09 С; 10,8...11,2 Сг; 11,6...11,8 Мп; 1,9...2,1 V; 0,13...0,15 Al; 0,01 Ti; 0,01 Zr. Процесс наплавки характеризовался высокими сварочно-технологическими свойствами: стабильным горением сварочной дуги, удовлетворительным формированием наплавленного металла и хорошей отделимостью шлаковой корки,

Таблица 3. Результаты испытаний металла, наплавленного опытной проволокой ПП-09X11Г12Ф2ЮЦТ под флюсом АН-60 и проволокой Св-08ГА под флюсом ЖСН-5

Вид испытания	Марка наплавочного материала	
	ПП-09X11Г12Ф2ЮЦТ	Св-08ГА + ЖСН-5
	Тип наплавленного металла	
	09X11Г12Ф2ЮЦТ	20X6ГМФС
Износостойкость, мг	20,6...24,1	37,4...41,6
Термостойкость, количество циклов	1760...1910	1670...1750
Твердость (HRC) при температуре, °С:		
20	32...34	39...41
500	28...30	31...33
Технологическая прочность (скорость деформации), мм/мин	15,9...16,3	9,1...10,4

отсутствием трещин, пор, несплавлений и других дефектов. Микроструктура наплавленного металла отличается равноосностью и состоит из аустенита, по границам зерен которого расположены карбиды (рис. 5).

Для сравнения в табл. 3 приведены результаты испытаний металла типа 20Х6ГМФС, наплавленного под флюсом ЖСН-5 проволокой сплошного сечения Св-08ГА, используемых при наплавке бочки прокатных валков.

Проанализировав результаты лабораторных испытаний (табл. 2, 3), можно отметить, что металл, получаемый при наплавке опытной порошковой проволокой, имеет улучшенные служебные характеристики, что было подтверждено последующей промышленной наплавкой шеек и галтелей валков стана слябинг-1150. Результаты эксплуатации наплавленных валков показали увеличение их работоспособности в 1,3...1,5 раза. Обеспечено повышение стойкости шеек до уровня стойкости рабочей поверхности бочки валка. Наплавка галтелей порошковой проволокой позволила устранить образование трещин и разрушение валков по этой зоне.

Выводы

1. Для повышения стойкости шеек и галтелей прокатных валков стана слябинг-1150 разработан состав наплавочного материала, для получения которого изготовлена опытная партия порошковой проволоки.

2. Металл, получаемый при наплавке опытной порошковой проволокой, имеет улучшенные служебные характеристики, что было подтверждено результатами эксплуатации наплавленных валков стана слябинг-1150, которые показали увеличение

их работоспособности в 1,3...1,5 раза. Обеспечено повышение стойкости шеек до уровня стойкости рабочей поверхности бочки валка.

1. *Повышение долговечности стальных валков прокатных станов ОАО «ММК им. Ильича» / В. Н. Матвиенко, К. К. Степнов, С. В. Гулаков и др. // Металлур. оборудование. — 2005. — № 2. — С. 39–42.*
2. *Самотугин С. С., Лещинский Л. К., Соляник Н. Х.* Структура и характер разрушения сварных соединений, наплавленных и упрочненных материалов. — Мариуполь: ПГТУ, 1996. — 179 с.
3. *Тылкин М. А.* Справочник термиста ремонтной службы. — М.: Металлургия, 1981. — 648 с.
4. *Об оценке основных свойств металла для наплавки прокатных валков / Б. И. Носовский, Л. К. Лещинский, С. В. Гулаков, А. И. Олдаковский // Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла / Под ред. И. И. Фрумина. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1979. — С. 85–98.*
5. *Фрумин И. И., Кондратьев И. А.* Порошковая проволока ПП-25Х5ФМС для наплавки прокатных валков // Автомат. сварка. — 1968. — № 10. — С. 56–58.
6. *Повышение работоспособности прокатных валков наплавкой слоя с изменяющейся по длине бочки износостойкостью / Л. К. Лещинский, С. В. Гулаков, Б. И. Носовский и др. // Там же. — 1978. — № 3. — С. 57–62.*
7. *Богачев И. Н., Егорова В. Ф.* Структура и свойства железомарганцевых сплавов. — М.: Металлургия, 1973. — 295 с.
8. *Малинов Л. С., Малинов В. Л.* Марганецсодержащие наплавочные материалы // Автомат. сварка. — 2001. — № 8. — С. 34–37.
9. *Химушин Ф. Ф.* Хромомарганцовистые стали аустенитного и аустенитно-ферритного типа // Тр. ВИАМ. — 1965. — № 32. — С. 24–26.
10. *Химушин Ф. Ф.* Жаропрочные стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1964. — 118 с.
11. *Меськин В. С.* Основы легирования стали. — М.: Металлургия, 1964. — 214 с.
12. *Ляхтин Ю. М., Леонтьева В. М.* Материаловедение. — М.: Машиностроение, 1980. — 493 с.
13. *Контарович И. Е.* Термическая обработка стали и чугуна. — М.: Металлургия, 1950. — 681 с.

Composition of a surfacing material in the form of flux-cored wire has been developed, providing improved service properties of the rolls of Slabbing-1150 mill. Resistance of the roll necks is on the level of that of the working surface of the roll barrel.

Поступила в редакцию 10.03.2006

ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ ЭЛЕКТРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ В НАПЛАВЛЕННОМ МЕТАЛЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

В. Л. МАЛИНОВ, канд. техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Приведены результаты исследований по разработке экономнолегированных наплавочных материалов, обеспечивающих повышение долговечности деталей машин за счет получения в структуре наплавленного металла метастабильного аустенита, претерпевающего деформационное упрочнение при эксплуатации.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковая лента, наплавленный металл, метастабильный аустенит, мартенсит, износостойкость, механические свойства, деформационное упрочнение

В настоящее время проблема ресурсосбережения является достаточно актуальной. Одним из перспективных направлений ее решения является создание и широкое внедрение в производство экономнолегированных электродных материалов с эффектом деформационного упрочнения наплавленного металла при эксплуатации, заключающегося в превращении метастабильного аустенита в мартенсит под воздействием внешней нагрузки.

Первые электродные материалы, обеспечившие получение в наплавленном металле метастабильного аустенита, созданы под руководством М. И. Разикова. Разработаны электроды УПИ 30X10Г10 и порошковая проволока ПП-30X11Г12Т [1]. Наряду с высокими эксплуатационными свойствами им присущ ряд недостатков, а именно: трудная обрабатываемость резанием наплавленного металла, а также его недостаточная коррозионная стойкость и сопротивление абразивному изнашиванию.

В данной работе обобщены результаты исследований по созданию более технологичных электродных материалов, в том числе, имеющих повышенную абразивную стойкость. Определены направления дальнейших исследований и показаны примеры технических решений, которые могут быть широко использованы в промышленности Украины для повышения долговечности быстроизнашивающихся деталей машин.

В работе [2] приведены данные о порошковой ленте ПЛ-Нп-15X13АГ10МФС (ПЛН-4), которая показала высокую эффективность при наплавке деталей, работающих в условиях контактного нагружения. Она была применена при восстановлении крановых колес, плунжеров гидропрессов и цапф сталеразливочных ковшей. Наплавленный этой лентой металл имеет улучшенную обра-

тываемость резанием, что достигнуто путем снижения содержания углерода и повышения стабильности аустенита по отношению к деформационному мартенситному превращению за счет увеличения степени легирования хромом и марганцем.

Показано, что термообработка, включающая низкотемпературный отжиг при 600...650 °С, обычно проводимая после наплавки для снятия внутренних напряжений, уменьшает стабильность аустенита к деформационному мартенситному превращению и за счет этого повышает износостойкость на 30...40 % при трении скольжения и качения [3].

Известно, что наиболее однородные свойства наплавленного металла удается получить при использовании электродной проволоки сплошного сечения. В связи с этим была разработана проволока Нп-14X14Г12Ф диаметром 4 мм [4]. Автором проведены исследования свойств металла, наплавленного этой проволокой под флюсами АН-348 и АН-26. Механические свойства наплавленного металла приведены в таблице.

Испытания на износ проводили в условиях сухого трения на машине МИ-1М по схеме колодка-ролик. Ролик диаметром 46 мм и толщиной 10 мм изготавливали из стали 50 твердостью *HV* 320. Испытуемые образцы наплавленного металла имели размеры 10×10×25 мм. Скорость вращения ролика составляла 425 об/мин, скорость скольжения — 0,98 м/с, нагрузка — 100 МПа. Эталонном служила отожженная сталь 50. Результаты определения относительной износостойкости после испытания в течение 15 мин представлены на рисунке. Для сравнения приведены также данные относительной износостойкости металла, наплавленного проволоками Св-08Г2С и Нп-30ХГСА под флюсом АН-348.

В металле, наплавленном проволокой Нп-14X14Г12Ф под флюсом АН-26, количество мартенсита в структуре увеличивалось примерно от

Механические свойства металла, наплавленного Нп-14Х14Г12Ф

Марка флюса	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_b , МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Твердость HB
АН-348	580	770	6,5	9,8	350
АН-26	330	680	14,5	22,0	260

5 (в состоянии после наплавки) до 60 % (на поверхности износа). При использовании флюса АН-348 после наплавки количество мартенсита было 30 %, а после износа оно возросло до 70 %. Более высокая износостойкость наплавленного металла в первом случае объясняется оптимальной интенсивностью деформационного мартенситного превращения, обеспечивающего не только требуемое упрочнение поверхности, но и одновременную релаксацию напряжений, что позволяет большую долю внешнего воздействия расходовать на реализацию превращения, а не на разрушение.

На основании полученных данных сделан вывод о том, что использование для наплавки флюса АН-26 является более целесообразным, чем АН-348, так как обеспечивает более высокий уровень механических свойств (таблица) и износостойкости наплавленного металла, а также лучшую отделимость шлаковой корки.

В работе [5] приведены данные о наплавочной ленте ПЛН-6 (ПЛ-Нп-20Г15САФ), которая экономична по сравнению с рассмотренными выше материалами на Fe-Cr-Mn-C основе, а также обеспечивает получение в наплавленном металле структуры метастабильного аустенита. Сравнительные испытания в условиях трения качения и трения скольжения показали, что по износостойкости металл, наплавленный лентой ПЛН-6, так же, как и металл ПЛН-4 и Нп-14Х14Г12Ф значительно превосходит металл, наплавленный Св-30ХГСА. Лента ПЛН-6 показала высокую эффективность при наплавке крановых колес.

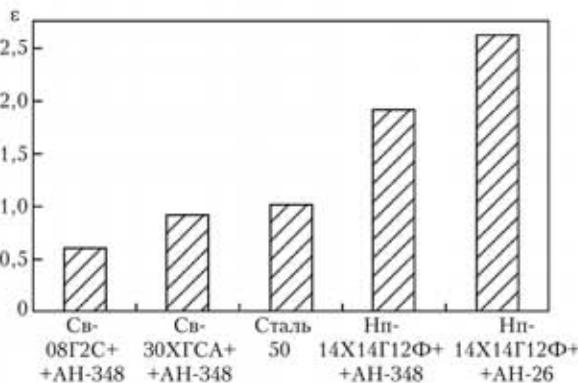
Важным направлением, позволяющим в полной мере реализовать преимущества структур с метастабильным аустенитом, является восстано-

вление и упрочнение деталей, подвергающихся износу в сочетании с сильными ударами. Такие условия работы характерны для трэф валков и муфт прокатных станков, крестовин железнодорожных и трамвайных путей, деталей автосцепки железнодорожных вагонов, молотков, ковшей драг, зубьев землеройных машин и др.

Наиболее широко для работы в этих условиях применяются литые детали из стали 110Г13Л. Повышенная износостойкость стали 110Г13Л реализуется при больших статических и динамических нагрузках, вызывающих ее сильный наклеп, но при отсутствии такого нагружения поверхностный слой деталей не упрочняется и изнашивается абразивом подобно углеродистой стали.

Обычно наплавка выполняется для ремонта изношенных литых деталей, что позволяет продлить срок их службы. Однако получение наплавленного металла, соответствующего по составу стали 110Г13Л, связано с серьезными технологическими трудностями, так как она склонна к охрупчиванию при перегреве и медленном охлаждении. Эффективным приемом, позволяющим повысить трещиностойкость наплавленного металла, является уменьшение в нем содержания углерода. Сохранение высокой износостойкости при этом обеспечивается за счет реализации деформационного мартенситного превращения при оптимальной интенсивности его развития. С учетом этого предложена наплавочная проволока 70Г7Х4Н2М [6]. При ее использовании аустенит, получаемый в структуре наплавленного металла, является метастабильным. Исследование рентгенографическим методом изношенной поверхности показало, что в исходной аустенитной структуре образуется до 20 % мартенсита деформации. Использование проволоки 70Г7Х4Н2М для электрошлаковой наплавки черпаков драг обеспечило повышение их долговечности на 20 % по сравнению со сталью 110Г13Л.

Высокую износостойкость в условиях контактно-ударного нагружения можно обеспечить и при использовании порошковой проволоки ПП-30Х8Г8СТ [7]. В структуре наплавленного металла наряду с аустенитом содержится 20...30 % мартенсита. Внедрение данной проволоки на Каменск-Уральском заводе ОЦМ показало, что долговечность наплавленных деталей шпинделей прокатных станков, роликов правильных машин, крестовин трамвайных путей и др. увеличилась в 2...7 раз.

Относительная износостойкость наплавленного металла ϵ по сравнению со сталью 50

Для работы в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания обычно применяются электродные материалы, обеспечивающие получение в структуре наплавленного слоя значительного количества твердых фаз (карбидов, боридов и др.). Однако их присутствие, хотя и является необходимым, но недостаточным условием высокой износостойкости. Увеличение их количества сверх оптимального для данных условий изнашивания приводит к охрупчиванию и быстрому разрушению рабочей поверхности. При этом важную роль играет структура металлической матрицы сплавов, в частности присутствие остаточного аустенита. В литературе приводятся противоречивые данные относительно его оптимального содержания. Одной из причин этого является то, что в большинстве случаев при разработке износостойких сплавов используется лишь качественная оценка условий, в которых они эксплуатируются. Это затрудняет рациональный выбор наплавочного материала для конкретных условий работы. В работе [8] предложено для характеристики различных условий изнашивания использовать коэффициент динамичности $K_{д}$, определяемый как отношение твердости образца из стали 110Г13Л после изнашивания в данных условиях к его исходной твердости. Сталь 110Г13Л накапливает энергию внешнего воздействия, упрочняясь при этом, а уровень ее упрочнения позволяет судить об интегральной интенсивности ударно-абразивного воздействия.

С учетом $K_{д}$ проведено изучение абразивной и ударно-абразивной износостойкости наплавленного металла систем легирования Fe-Cr-Mn-C и Fe-Cr-Mn-V-C с различными соотношениями упрочняющих фаз и метастабильного аустенита в структуре [9]. Исследования выполняли методом планирования эксперимента для различных значений $K_{д}$ в интервале от 1,2 до 3,5, что соответствует условиям испытаний, варьируемым от абразивного изнашивания практически без ударов, до изнашивания с очень интенсивной ударной нагрузкой. Содержание легирующих элементов в наплавленном металле изменялось в следующих пределах: 1...3 % C, 6...12 % Cr, 2...6 % Mn. Изучались также свойства наплавленного металла, дополнительно легированного ванадием в количестве примерно 3 %. В результате получены регрессионные зависимости ударно-абразивной износостойкости ϵ от химического состава наплавленного металла:

$$\epsilon_{(K_{д}=1,2)} = 0,98 + 0,68C + 0,087Mn - 0,027Cr + 0,021C \cdot Cr - 0,2C^2 - 0,017Mn^2, \quad (1)$$

$$\epsilon_{(K_{д}=1,4)} = 0,93 + 0,6C + 0,11Mn - 0,018Cr + 0,017C \cdot Cr - 0,18C^2 - 0,019Mn^2, \quad (2)$$

$$\epsilon_{(K_{д}=1,7)} = 1,17 + 0,41C + 0,044Mn - 0,018Cr + 0,017C \cdot Cr + 0,025C \cdot Mn - 0,16C^2 - 0,015Mn^2, \quad (3)$$

$$\epsilon_{(K_{д}=2,0)} = 1,19 + 0,36C + 0,023Mn - 0,015Cr + 0,017C \cdot Cr + 0,037C \cdot Mn - 0,18C^2 - 0,012Mn^2, \quad (4)$$

$$\epsilon_{(K_{д}=3,5)} = 0,77 + 0,866C + 0,002Mn - 0,014Cr + 0,031C \cdot Mn + 0,01Cr \cdot Mn - 0,34C^2 - 0,017Mn^2. \quad (5)$$

При малых коэффициентах динамичности ($K_{д} = 1,2 \dots 1,4$) наибольшая износостойкость получена в наплавленном металле следующего химического состава, %: 2...2,5 C, ~12 Cr, 2...3 Mn. Его твердость составляла HRC 45...50. Структура наплавленного металла преимущественно мартенситно-карбидная, количество остаточного аустенита составляет 25...30 %. В данных условиях ударно-абразивного воздействия легирование наплавленного металла ванадием в количестве до 3 % при одновременном увеличении содержания углерода до 2,5...3,0 % повышает износостойкость на 10...15 %. С увеличением интенсивности ударно-абразивного воздействия и соответственно ростом $K_{д}$ в наплавленном металле следует уменьшать содержание углерода и увеличивать количество марганца. Так, при $K_{д} = 3,5$ оптимальным является следующее содержание легирующих элементов: 1,0...1,7 % C, 5...6 % Mn, ~ 12 % Cr. Твердость наплавленного металла около HRC 40. Структура преимущественно аустенитная при суммарном количестве мартенсита и карбидов в структуре менее 40 %. В данных условиях ударно-абразивного воздействия легирование ванадием неэффективно, поскольку не обеспечивает увеличения износостойкости.

Для различных вариантов интенсивности ударно-абразивного изнашивания, характеризуемых $K_{д}$, разработаны следующие порошковые ленты: ПЛ-Нп-230X12Г2 и ПЛ-Нп-250X10Г4Ф3 при $K_{д} = 1,2 \dots 1,4$; ПЛ-Нп-200X12Г2 при $K_{д} = 1,7 \dots 2,0$; ПЛ-Нп-160X12Г5 и ПЛ-Нп-100X6Г4 при $K_{д} = 3,5$, а также ПЛ-Нп-200X12Г5 для более широкого диапазона $K_{д} = 1,4 \dots 3,5$. Наплавку разработанными порошковыми лентами сечением 18X4 мм проводят под флюсом АН-26 на следующих режимах: сила тока $I = 600 \dots 700$ А, напряжение $U = 28 \dots 32$ В, скорость наплавки $v = 35 \dots 40$ м/ч. Указанные ленты обладают хорошими сварочно-технологическими свойствами.

Порошковая лента ПЛ-Нп-160X12Г5 прошла промышленное опробование и была внедрена для восстановления плит шековых дробилок, что позволило повысить долговечность деталей в 1,5 раза по сравнению с изготовленными из стали 110Г13Л [9].

После наплавки структура и фазовый состав могут отличаться от оптимальных (в частности,

для обеспечения технологичности). В этом случае эффективным способом их регулирования является нормализация, а ее режимы должны выбираться с учетом интенсивности ударно-абразивного воздействия K_d . Изучено влияние температуры нагрева при нормализации, которая варьировалась от 800 до 1100 °С (время выдержки 20 мин), на свойства металла, наплавленного порошковыми лентами ПЛ-Нп-200Х12Г5 и ПЛ-Нп-250Х10Г4Ф3. Установлено, что с увеличением интенсивности ударно-абразивного воздействия и соответственно K_d необходимо использовать более высокие температуры нагрева при нормализации с целью увеличения количества аустенита в структуре, а также степени его стабильности, за счет дополнительного легирования при растворении части карбидов. В условиях абразивного изнашивания с малой интенсивностью ударного воздействия ($K_d = 1,2...1,4$) повышение износостойкости наплавленного металла обеспечивает нормализация со сравнительно невысоких температур (~800 °С). Получаемая при этом структура является преимущественно мартенситно-карбидной, а количество аустенита составляет 20...30 %. Наплавленный металл, содержащий ванадий, при изнашивании в этих условиях имеет более высокую (15...20 %) износостойкость. При большой интенсивности ударного воздействия $K_d = 2,0...3,5$ наиболее высокую износостойкость обеспечивает нормализация с высоких температур (~1100 °С). При этом в структуре преобладает аустенит (> 70 %), который имеет повышенную стабильность по отношению к деформационному мартенситному превращению. С увеличением количества мартенсита и карбидов в структуре при данных условиях испытаний износостойкость снижается. При $K_d = 3,5$ после нормализации металл, наплавленный порошковыми лентами ПЛ-Нп-250Х10Г4Ф3, имеет примерно такую же ударно-абразивную износостойкость, как наплавленный ПЛ-Нп-200Х12Г5, не содержащий ванадий [9].

При наплавке высокоуглеродистых износостойких сплавов обычно имеет место образование трещин. Эффективным технологическим приемом, позволяющим избежать этого, и вместе с тем получить метастабильный аустенит с различным количеством упрочняющих фаз в наплавленном металле, является наплавка низкоуглеродистыми легированными сплавами с последующей химико-термической обработкой и термической обработкой [10]. Использование этого приема позволяет избежать образования трещин, а обработ-

кой получить в структуре наплавленного металла метастабильный аустенит и реализовать эффект деформационного упрочнения при эксплуатации.

При абразивном изнашивании наплавленного металла типа 30Х10Г10 наибольшая износостойкость получена после цементации и закалки с 1000 °С. Этому соответствовало получение в структуре наряду с мартенситом и карбидами метастабильного аустенита (>50 %), интенсивно превращающегося в мартенсит под воздействием абразивных частиц. При этом прирост мартенсита деформации составлял около 40 %. Положительный эффект в увеличении износостойкости оказывает и динамическое старение с выделением карбидов на изнашиваемой поверхности.

Большой интерес представляют наплавочные материалы, в которых при высоком отпуске, проводимом после наплавки для уменьшения напряжений, происходит дисперсионное твердение аустенита и его дестабилизация, активизирующая деформационное мартенситное превращение.

1. Разиков М. И., Мельниченко С. Л., Ильин В. П. Сварка и наплавка кавитационной стали марки 30Х10Г10. — М.: НИИМАШ, 1964. — 35 с.
2. Износостойкость дисперсионно-твердеющих сталей с нестабильным аустенитом / Л. С. Малинов, В. И. Конопляшко, В. Д. Панин и др. // Тез докл. II Всесоюз. науч.-техн. конф. «Прогрессивные методы сварки в тяжелом машиностроении и наплавки в черной металлургии». — Жданов: Жданов. металлург. ин-т, 1977. — С. 22–24.
3. Малинов Л. С., Малинов В. Л. Марганецсодержащие наплавочные материалы // Автомат. сварка. — 2001. — № 8. — С. 34–37.
4. Пат. 23408А Украина, МКІ С 22 С 38/38. Склад дроту для зносостійкої наплавки та ін. / Л. С. Малинов, В. М. Полещук, Д. О. Деркач. — Заявл. 12.07.96; Опубл. 02.05.98, Бюл. № 2.
5. Новый наплавочный материал системы С-Fe-Mn-V для повышения долговечности ходовых колес мостовых кранов / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, А. А. Колечко и др. // Свароч. пр-во. — 1988. — № 9. — С. 18–20.
6. Высокомарганцовистая сталь для электрошлаковой наплавки / В. П. Пономаренко, А. Я. Шварцер, В. Н. Малько и др. // Металловедение и терм. обработка металлов. — 1982. — № 10. — С. 57–60.
7. Разиков Н. И., Кулешенко Б. А. О выборе наплавочного материала, стойкого при кавитационно-ударном нагружении // Свароч. пр-во. — 1967. — № 7. — С. 10–12.
8. Петров И. В. Исследование износостойкости наплавочных материалов при абразивном износе и динамических нагрузках: Дис. ... канд. техн. наук. — М., 1965. — 152 с.
9. Малинов В. Л. Разработка экономнолегированных наплавочных материалов для повышения износостойкости деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания: Дис. ... канд. техн. наук. — Мариуполь, 2000. — 135 с.
10. Пат. 63462 А Украина, С 21 Д 1/2. Спосіб зміцнення / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. — Заявл. 22.04.2003; Опубл. 15.01.2004, Бюл. № 1.

The paper gives the results of investigations on development of sparsely-alloyed surfacing consumables ensuring an increase of the fatigue life of machine parts by producing in the deposited metal structure a metastable austenite which undergoes deformation hardening in operation.

Поступила в редакцию 05.06.2006

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Кристаллизация металлических расплавов.

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

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

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

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

Чаще всего рассматривается три механизма роста кристаллов:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

металлургических параметров имеют значительные отличия;

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

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

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

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

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

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

1. Баум Б. А. Металлические жидкости. — М.: Наука, 1979. — 120 с.
2. Влияние природы шихтовых материалов на структуру и свойства чугуна с шаровидным и пластинчатым графитом / Н. Г. Гиринович, А. Я. Иоффе, Л. Р. Зоммер и др. // Основы образования литейных сплавов. — М.: Наука, 1970. — С. 224–227.
3. Никитин В. И. Управление наследственностью структуры шихты и расплава — важнейший резерв повышения качества отливок // Литейное пр-во. — 1988. — № 9. — С. 5–6.
4. Никитин В. И. О влиянии качества шихтовых металлов на свойства легких сплавов // Цвет. металлы. — 1982. — № 8. — С. 73–75.
5. Влияние наследственности структуры шихты на механические свойства сплава ВАЛ8 / П. П. Прудовский, В. Д.

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

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

Поступила в редакцию 28.09.2006

МАТЕРИАЛЫ И ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ НАПЛАВКИ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ И ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ

И. А. РЯБЦЕВ, канд. техн. наук, Ю. М. КУСКОВ, д-р техн. наук, И. А. КОНДРАТЬЕВ, Я. П. ЧЕРНЯК,
И. И. РЯБЦЕВ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изложен накопленный в ИЭС им. Е. О. Патона опыт по разработке материалов, технологий и техники восстановительной и изготовительной дуговой наплавки деталей различных машин и механизмов. Основное внимание уделено энергосберегающим материалам и технологиям, позволяющим выполнять наплавку деталей из углеродистых сталей без или с минимальным подогревом.

Ключевые слова: дуговая наплавка, энергосберегающие технологии, наплавочные материалы, порошковые проволоки

Наплавка является одним из наиболее эффективных и экономически выгодных способов восстановления изношенных деталей или придания особых свойств новым деталям. Нанесение на их повреждаемые поверхности слоев металла специального легирования обеспечивает высокую стойкость к различным видам изнашивания. При наплавке нередко соединяют разнородные материалы, один из которых, как правило, удовлетворительно или плохо сваривается и имеет пониженную трещиностойкость. Для борьбы с трещинами применяют наплавку поделоя из пластичных сталей, а также предварительный и сопутствующий подогрев, при этом после наплавки необходимо обеспечить замедленное охлаждение детали. Указанные меры требуют дополнительных материальных и энергетических затрат, кроме того, рост цен на энергоносители снижает эффективность применения наплавки.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработаны наплавочные материалы с хорошими сварочно-технологическими свойствами, в частности, не требующие предварительного подогрева при наплавке деталей из углеродистых сталей. Металл, наплавленный этими материалами, отличается высокими эксплуатационными свойствами в части абразивной, термической, коррозионной стойкости и др. В числе новых наплавочных материалов широко применяют порошковую проволоку ПП-АН202 для наплавки деталей из средне- и высокоуглеродистых сталей без подогрева. Наплавленный металл, полученный с применением этой проволоки, соответствует низкоуглеродистой высоколегированной хромомарганцевой стали, для которой характерна высокая износостойкость в условиях трения металла по металлу с прослойкой абразива.

Наплавленный металл упрочняется в результате воздействия высоких контактных нагрузок, что еще больше увеличивает его износостойкость.

Новые порошковые проволоки ПП-АН193 и ПП-АН204 обеспечивают получение наплавленного металла типа мартенситностареющих сталей, отличающихся высокой твердостью, термической стойкостью и износостойкостью при трении металла по металлу при повышенных температурах. Этими проволоками можно наплавлять без подогрева штампы и штамповую оснастку из инструментальных сталей типа 50ХНМ, 25Х5ФМС для горячего и холодного деформирования металлов.

Для наплавки крупногабаритных корпусных деталей из среднеуглеродистых сталей без подогрева разработана порошковая проволока ПП-АН198. Полученный при ее использовании наплавленный металл отличается удовлетворительной трещиностойкостью и имеет показатели прочности на уровне конструкционных сталей типа стали 35 и др.

Разрабатываются экономнолегированные наплавочные материалы (суммарное содержание легирующих элементов составляет не более 5 мас. %) с триботехническими характеристиками на уровне высоколегированных наплавочных материалов. Так, металл, наплавленный экономнолегированной порошковой проволокой ПП-АН194, имеет износостойкость в 2...3 раза выше, чем у ранее разработанных наплавочных материалов с аналогичным уровнем легирования. Такие показатели износостойкости достигаются за счет формирования в наплавленном металле микроструктур, отвечающих принципу Шарпи: отдельные твердые включения с низким коэффициентом трения и малой склонностью к задирам располагаются в пластичной матрице.

С применением упомянутых материалов разработаны технологии наплавки ответственных де-

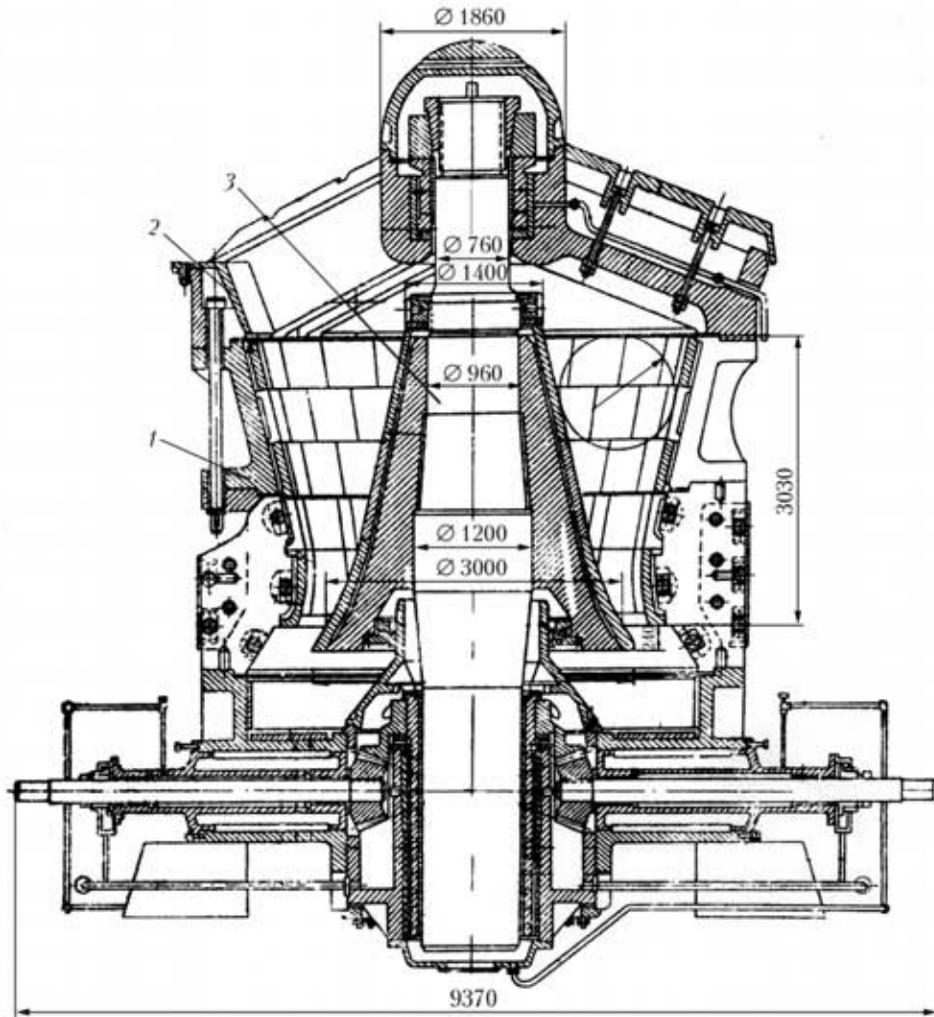


Рис. 1. Схема конусной дробилки: 1 — станина; 2 — корпус кольца; 3 — вал

талей оборудования горно-обогатительных комбинатов Украины. Работы проводили совместно с ПКФ «Укркомплект», ООО «Альянс ГРУП», ДП «Кривбасстехмаш» и другими предприятиями, на которых восстанавливали корпусные детали (станина и корпус кольца) конусных дробилок (рис. 1, 2), валы дробящих конусов конусных дробилок (рис. 3), зубчатые венцы шаровых мельниц размола руды (рис. 4), корпуса тележек обжиговых машин для производства окатышей и пр. [1, 2].

Для восстановления станины и корпуса кольца из стали 35 использовали полуавтоматическую наплавку порошковой проволокой ПП-АН198. Наплавку изношенных поверхностей станины выполняли по отдельным секторам в несколько слоев. При необходимости для установки наплавляемой поверхности в удобное для наплавки положение осуществляли кантовку станины. Общее время наплавки одной станины составляло 17 сут, при этом израсходовали более 600 кг порошковой проволоки. Механическая обработка наплавленных поверхностей станины трудностей не вызвала, что особенно важно при обработке деталей больших размеров. После механической обработ-

ки на наплавленных поверхностях дефектов обнаружено не было.

Аналогично выполняли наплавку корпуса кольца: сначала его торцевой поверхности по секторам в два слоя, а затем — конических и вертикальных поверхностей кольца, контактирующих с соответствующими поверхностями станины. Наплавку изношенных или разрушенных витков упорной резьбы начинали выполнять с горизонтального участка витка по секторам. При необходимости на некоторых участках резьбы с помощью медных пластин выполняли подформовку наплавленного металла. Общая масса порошковой проволоки, израсходованной при наплавке корпуса кольца, превысила 500 кг. Качество и обработка наплавленного металла были аналогичны полученным при наплавке станины.

Большие сложности возникли при разработке технологии наплавки вала дробящего конуса, изготовленного из стали 40 либо низколегированной стали типа 34ХНМ (рис. 3). Износ (до 10...12 мм на сторону) происходил в зоне контакта верхней цилиндрической части вала с бронзовой втулкой в результате попадания в зазор между ними пыли

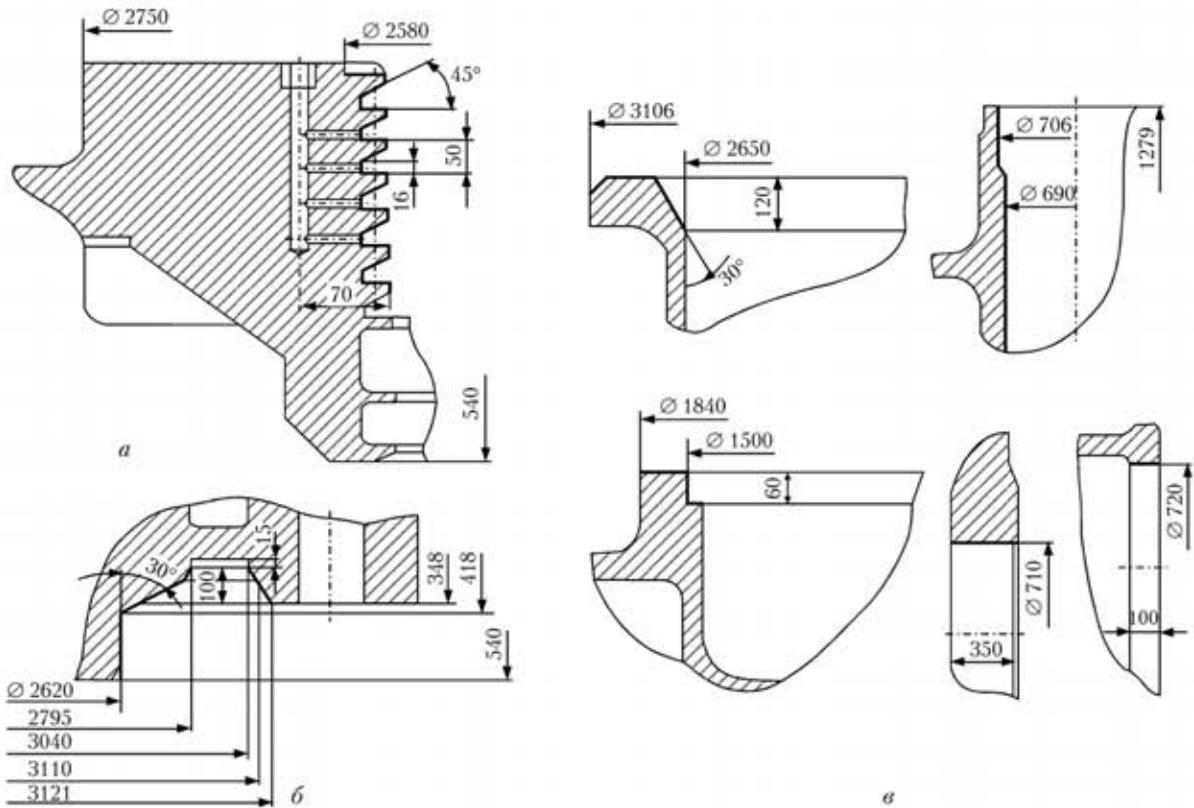


Рис. 2. Наплавляемые поверхности (жирные линии) корпуса кольца (а, б) и станины конусной дробилки (в)

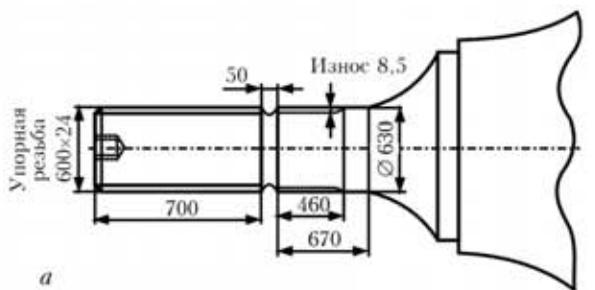


Рис. 3. Восстановление вала конусной дробилки дуговой наплавкой: а — схема восстанавливаемых поверхностей конуса; б — полуавтоматическая наплавка изношенной поверхности конуса

с повышенными абразивными свойствами. При эксплуатации выходила из строя и часть вала с упорной резьбой, на которой подвешен конус. При этом в результате усталостных процессов проис-

ходили сколы отдельных витков резьбы (модули резьбы в диапазоне 40...50) или локальное разрушение нескольких ее витков.

Перед наплавкой восстанавливаемые участки подвергали ультразвуковому контролю. При наличии трещин усталостного происхождения их обязательно удаляли путем механической обработки абразивными кругами. Для наплавки использовали самозащитные порошковые проволоки марок ПП-АН198 и ПП-АН202. Изношенную цилиндрическую часть конуса наплавляли порошковой проволокой ПП-АН198, а более нагруженную резьбовую — высоколегированной проволокой ПП-АН202. Твердость наплавленного металла составляла не более *HRC* 30, что не вызывает затруднений при механической обработке с помощью специального оборудования. Качество обработанной поверхности наплавленного металла оценивали с помощью ультразвукового контроля. Затраты на восстановление валов конусов не превышали 30 % стоимости новых изделий при одинаковом сроке эксплуатации.

Совместно с ПКФ «Укркомплект» разработана технология наплавки изношенных зубьев венца привода вращения шаровой мельницы: модуль зубьев — 20; число зубьев — 268; длина зубьев — 800 мм; угол наклона зуба — $5^{\circ}15'$; наружный диаметр венца — 5410 мм; количество секторов — 2; общая масса двух секторов венца 16,5 т (рис. 4). Полуавтоматическую наплавку зубьев выполняли порошковой проволокой ПП-АН198 в

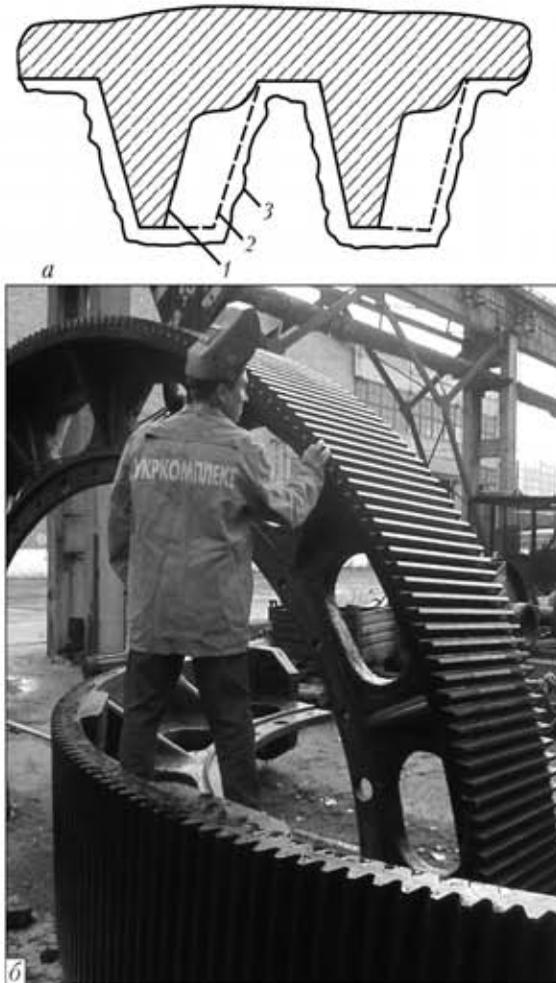


Рис. 4. Схема восстановления двух секторов зубчатого венца шаровой мельницы (а) и внешний вид восстановленных секторов (б): 1 — профиль изношенного зуба; 2, 3 — профиль наплавленного зуба соответственно после механической обработки и наплавки

непрерывном режиме. С учетом условий работы зубьев венца наплавку осуществляли с предварительным местным подогревом до 150...200 °С. Сначала наплавляли торцы зубьев, а последующую наплавку осуществляли вдоль образующей зуба обратноступенчатым способом. Общее время наплавки двух секторов зубчатого венца составило 27 сут, расход порошковой проволоки — 2350 кг. Всего было наплавлено и обработано три зубчатых венца.

Масса корпуса тележек обжиговых машин из стали 14ХМТЛ приблизительно равна 5 т, длина — около 4 м. Тележки собирают в замкнутую агломерационную ленту, на которой находятся обжигаемые доменные окатыши. Основной причиной выхода тележек из строя является деформация их боковых балок вследствие неравномерного нагрева. Внешний осмотр вышедших из строя корпусов 70 тележек показал, что окалина на них практически отсутствует, не обнаружены также усталостные трещины.

С учетом причин выхода тележек из строя для их наплавки использовали самозащитную порош-

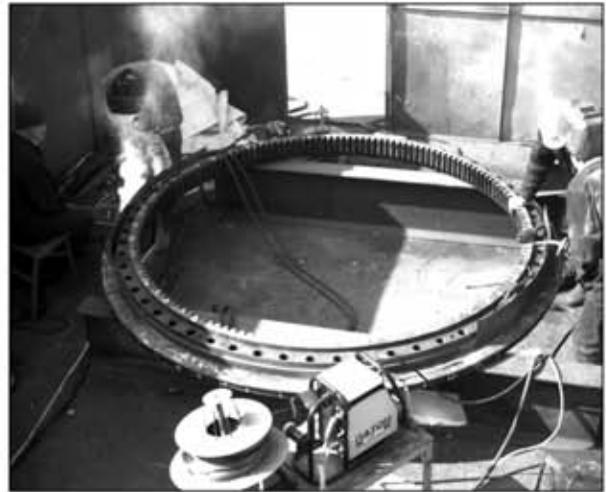


Рис. 5. Полуавтоматическая наплавка зубчатого кольца опорно-поворотного устройства крана МКТ-250

ковую проволоку ПП-АН198. В зависимости от прогиба выбирали количество наплавляемых слоев. После наплавки каждого слоя выполняли механическую зачистку наплавленной поверхности абразивными кругами. После завершения наплавки механическим способом зачищали наплавленную поверхность по всей длине балки, обеспечивая при этом зазор между наплавленной поверхностью и специальным шаблоном не более 1...2 мм. Общее количество металла, наплавленного на один корпус тележки, составляло 110...120 кг. По предложенной технологии было наплавлено более 70 шт. тележек.

Совместно с ООО «Центрстальконструкция» и ГП СУ-39 выполнена наплавка опорно-поворотного устройства (ОПУ) уникального крана МКТ-250 (рис. 5), который позволяет производить монтаж конструкций массой до 250 т на высоте 57 м [3]. По своей конструкции ОПУ представляет собой крупногабаритный радиально-упорный роликовый подшипник большой массы (масса зубчатого кольца ОПУ достигает 1,5 т, средний диаметр — 3 м). Детали ОПУ изготовлены из высокоуглеродистых низколегированных сталей марок 50Х и 50ХГМ.

С помощью внешнего осмотра и метода цветной и ультразвуковой дефектоскопии установлено, что поверхности катания зубчатого и соединительного колец ОПУ подвержены механическому и усталостному износу беговых дорожек вследствие многократного передеформирования одних и тех же объемов металла. Для наплавки обоих колец использовали самозащитную порошковую проволоку ПП-АН202 диаметром 2 мм.

Все поверхности катания, подлежащие наплавке, оценивали с помощью ультразвуковой и цветной дефектоскопии; обнаруженные дефекты удаляли путем механической обработки. В связи с высоким содержанием углерода в основном металле перед наплавкой наплавляемые участки ко-



Рис. 6. Наплавленный вал привода эскалатора метрополитена

лец подогревали газовыми горелками до температуры 120...150 °С. Восстанавливаемые поверхности наплавляли по секторам, длина дуги при этом (по наружному диаметру) составляла примерно 200...250 мм. Наплавку колец выполняли одновременно два сварщика (наплавщика) на диаметрально противоположных участках при горизонтальном (или близком к нему) расположении наплавляемых поверхностей в удобном для наплавки положении. Наплавку осуществляли в две смены на протяжении семи дней, после чего наплавленные кольца подвергали замедленному охлаждению. Затем выполняли механическую обработку наплавленных колец ОПУ. При ультразвуковом и капиллярном контроле дефектов в наплавленном слое обнаружено не было. Наплавленные детали ОПУ установлены на кране МКТ-250, который в настоящее время успешно эксплуатируется.

Для наплавки изношенных валов приводов эскалаторов Киевского метрополитена без подъема их на поверхность разработана установка, позволяющая выполнять автоматическую наплавку и механическую обработку валов до и после наплавки (рис. 6). Вали изготовлены из углеродистых конструкционных сталей. Для их наплавки без подогрева используют порошковую проволоку ПП-АН202 диаметром 2 мм. Износ вала, как правило, невелик, поэтому наплавку осуществляют в один слой.

С использованием новой экономнолегированной порошковой проволоки ПП-АН194, обеспечивающей получение наплавленного металла с повышенными триботехническими характеристиками [4], разработаны технологии автоматической наплавки деталей, работающих в условиях сухого трения металла по металлу — крановых колес (рис. 7), катушек шнеков диффузионных аппаратов сахарных заводов и др.

Для изготовительной и восстановительной наплавки штоков шахтных гидрокрепей проходческих комбайнов, плунжеров гидропрессов и других деталей разработана порошковая проволока ПП-Нп-30Х20МН. Металл, полученный при наплавке этой проволокой, имеет мартенситно-ферритную структуру и твердость $HRC\ 42...45$. Он характеризуется достаточно высокой коррозионной стойкостью в водно-солевой среде, а также стойкостью против изнашивания при трении металла по металлу. Износ штоков гидрокрепей не превышает десятых долей миллиметра. Для их восстановления разработана технология автоматической однослойной дуговой наплавки, толщина наплавленного слоя составляет 0,5...1,0 мм. Применение наплавки позволило исключить такую операцию, как хромирование штоков.

С использованием ранее созданных порошковых проволок разработаны технологии наплавки деталей, эксплуатирующихся в условиях ударно-

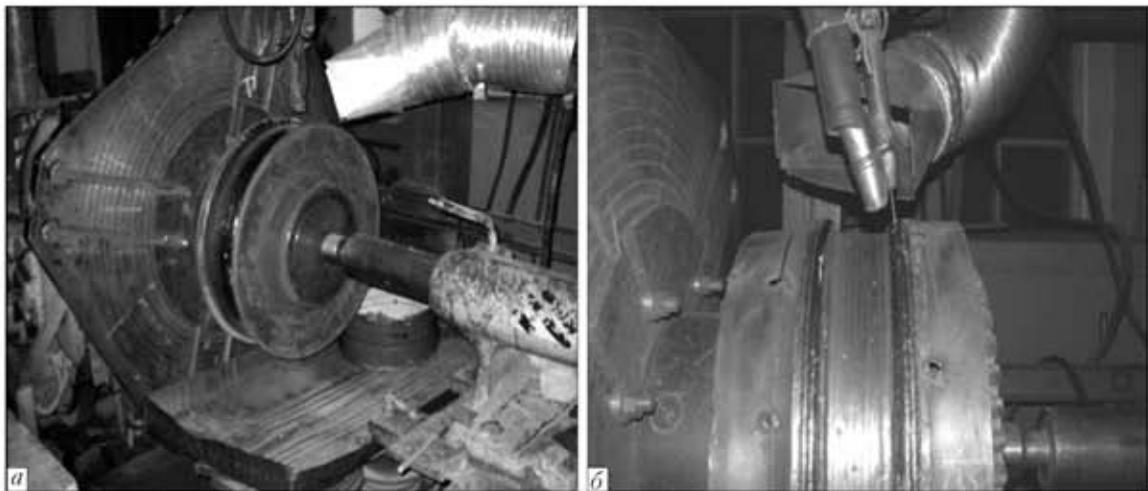


Рис. 7. Автоматическая наплавка порошковой проволокой ПП-АН194 поверхности катания (а) и реборды (б) кранового колеса

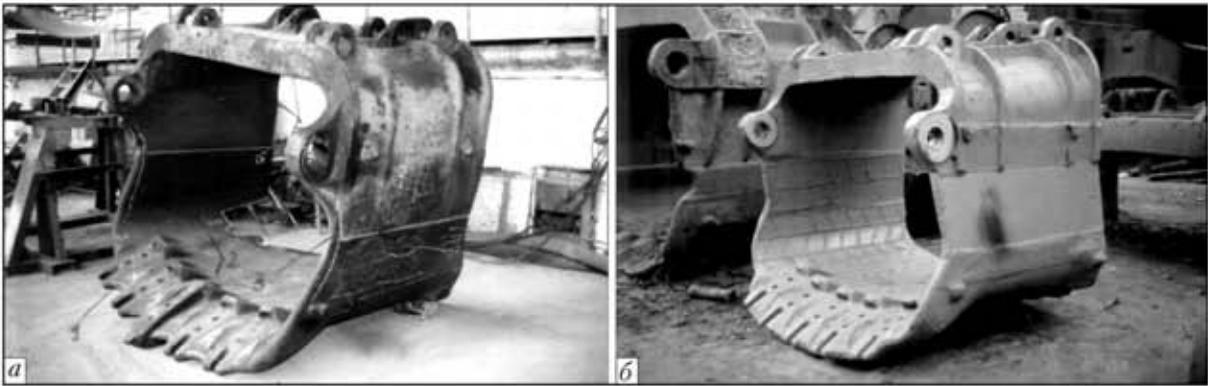


Рис. 8. Вид изношенного ковш экскаватора вместимостью 5 м³ до (а) и после наплавки (б)

абразивного изнашивания. В частности, с использованием самозащитной проволоки ПП-АН105 наплавлены лифтеры и детали футеровок из стали Г13Л мельницы самоизмельчения. Разработана технология автоматической наплавки проволокой ПП-АН105 под флюсом АН-26 цилиндрических валков дробилок. Порошковая проволока ПП-АН105 хорошо зарекомендовала себя также при восстановлении ковшей карьерных экскаваторов вместимостью 5, 8 и 10 м³ (рис. 8) [5].

Для автоматической наплавки открытой дугой деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания и умеренных ударов, например, лемехов плугов и культиваторов, ножей грейдеров и бульдозеров, а также других изделий, использовали самозащитную порошковую проволоку ПП-АН192. Одновременную наплавку двух кромок ножей грейдеров выполняют при их изготовлении. При этом наплавку осуществляют с колебаниями, что позволяет получить на двух кромках ножа износостойкие слои толщиной 2,0...2,5 мм и шириной до 30 мм.

Для наплавки новых дисковых ножей культиваторов изготовлена автоматическая установка, на которой с использованием порошковой проволоки ПП-АН192 наплавляются ножи разного диаметра. Наплавку выполняют с колебаниями, что обес-

печивает необходимые в плане самозатачивания геометрические характеристики наплавленного слоя — толщину 2,0...2,5 мм, ширину — до 20 мм.

Представленный в данной статье перечень (хотя и далеко неполный) восстановленных и упрочненных с помощью наплавки деталей (в основном крупногабаритных) убедительно демонстрирует большие возможности применения новых наплавочных материалов, а также разрабатываемых для них технологий наплавки.

1. Восстановление крупногабаритных деталей оборудования горно-обогатительных комбинатов методами дуговой наплавки / И. А. Рябцев, Ю. М. Кусков, Ю. А. Маховский и др. // Сварщик. — 2002. — № 1. — С. 6–8.
2. Рябцев И. А., Кусков Ю. М., Поддубский А. И. Восстановление деталей конусной дробилки дуговой наплавкой // Там же. — 2004. — № 1. — С. 16–17, 19.
3. Восстановление колец опорно-поворотного устройства крана МКТ-250 / И. А. Рябцев, Ю. М. Кусков, Я. П. Черняк и др. // Там же. — 2004. — № 4. — С. 35–37.
4. Триботехнические характеристики наплавленного металла системы Fe-Cr-Si-Mn-P / И. И. Рябцев, Ю. М. Кусков, В. Ф. Грабин и др. // Автомат. сварка. — 2003. — № 6. — С. 20–24.
5. Восстановление ковшей карьерных экскаваторов наплавкой самозащитными проволоками / Ю. М. Кусков, И. А. Кондратьев, А. Г. Богаченко и др. // Сварщик. — 2004. — № 6. — С. 16–17.

The experience gained by the E. O. Paton Electric Welding Institute in the development of consumables, technologies and equipment for rejuvenation and manufacturing arc cladding of parts of different machines and mechanisms is described. The focus is on power-saving consumables and technologies, allowing cladding of carbon steel parts to be performed without or with minimal preheating.

Поступила в редакцию 27.04.2006

НИЗКОВОДОРОДНЫЕ ЭЛЕКТРОДЫ ДЛЯ СУДОРЕМОНТА, РЕМОНТА ОБЪЕКТОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА И ТРУБОПРОВОДНОГО ТРАНСПОРТА*

Академик НАН Украины **И. К. ПОХОДНЯ**, **И. Р. ЯВДОЩИН**, **А. Е. МАРЧЕНКО**,
Н. В. СКОРИНА, кандидаты техн. наук, **В. И. КАРМАНОВ**, д-р техн. наук, **О. И. ФОЛЬБОРТ**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены принципы построения покрытия низководородных электродов нового поколения для судоремонта, ремонта объектов металлургического комплекса, трубопроводного транспорта и приведены их технические характеристики.

Ключевые слова: дуговая сварка, покрытые электроды, ремонт конструкций, система легирования, металл шва, механические свойства, сварочно-технологические свойства

В металлургии, трубопроводном транспорте, речном и морском судоходстве непрерывно возрастает количество объектов ответственного назначения, которые исчерпали свой эксплуатационный ресурс и требуют ремонта или реставрации. Для выполнения этих работ необходимы электроды, которые имели бы высокие технологические характеристики, качество и были бы доступными по цене для потребителей. Европейские фирмы для указанных целей предлагают электроды по высоким ценам, которые в основном недоступны для потребителя.

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины на протяжении 2004–2006 гг. в соответствии с программой «Ресурс» разработаны низководородные электроды, предназначенные для судоремонта (АНО-102), ремонта объектов металлургического комплекса (АНМК-44.01) и трубопроводного транспорта (АНО-38). При разработке этих электродов учитывали состав и сортамент сталей, условия эксплуатации сварных конструкций, а также особенности выполнения ремонтных работ в указанных сферах производства.

Среди задач, которые решали при разработке новых поколений низководородных электродов, ключевыми считали улучшение сварочно-технологических свойств электродов и достижение необходимых механических показателей металла сварного шва. Была модернизирована газошлакообразующая часть покрытий, что позволило существенно улучшить стабильность горения сварочной дуги, формирование шва, отделение шлаковой

корки, уменьшение разбрызгивания расплавленного металла, обеспечение возможности сварки переменным током.

Оптимальное содержание марганца, который обеспечивает наиболее высокие значения ударной вязкости металла шва при отрицательных температурах, для низководородных электродов общего назначения составляет 1,4...1,5 % (рис. 1). При таких концентрациях марганца доля игольчатого феррита в микроструктуре металла шва составляет 60...70 % и сохраняется такой несмотря на колебание концентрации кремния в швах в пределах 0,2...0,9 % [2]. При более низком содержании марганца доля игольчатого феррита в структуре металла шва не только снижается, но и становится зависимой от концентраций кремния в границах, регламентированных нормативной документацией (0,2...0,6 %). Именно изменения доли игольчатого феррита в металле шва, связанные с ко-

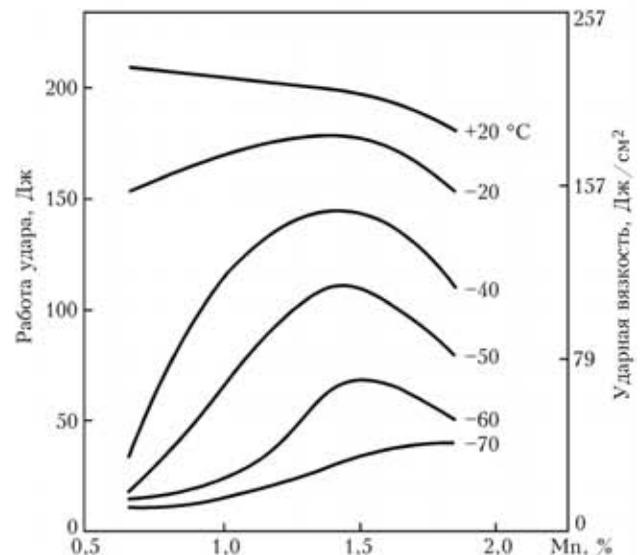


Рис. 1. Влияние содержания марганца на работу удара и ударную вязкость металла шва при разных температурах [1]

* Статья подготовлена по результатам выполнения целевой комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин» (2004–2006 гг.).

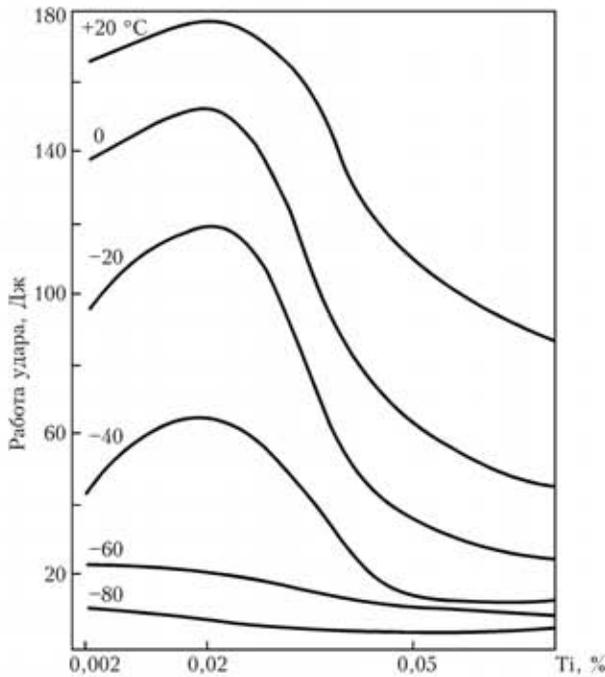


Рис. 2. Влияние содержания титана в металле шва на работу удара при разных температурах [5]

лебаниями кремния, могут стать причиной нестабильности показателей его ударной вязкости.

Оптимизация содержания титана в металле шва также оказывает влияние на возможность обеспечения его высокой ударной вязкости. На оптимальное содержание титана влияет основность флюса или шлакообразующей основы электродного покрытия, способ сварки, система легирования и др. [3]. Согласно работе [4] оптимальное содержание титана в металле шва при сварке электродами с карбонатно-флюоритным покрытием составляло около 0,1, а согласно работе [5] — 0,02 % (рис. 2). Несбалансированность системы раскисления у ряда марок электродов с основным покрытием приводит к снижению показателей ударной вязкости швов при низких температурах.

Авторами исследовано влияние содержания титана в электродном покрытии основного вида (типа УОНИ-13/55) на ударную вязкость металла шва. Содержание титана в металле шва регули-

Таблица 1. Химический состав наплавленного металла

Индекс электрода	Содержание ферротитана в покрытии, мас. %	Массовая доля в наплавленном металле, %					
		C	Mn	Si	Ti	[O]	[N]
T-0	0	0,08	1,3	0,28	Следы	0,047	0,013
T-5	5	0,10	1,0	0,23	0,02	0,044	0,013
T-10	10	0,10	1,0	0,22	0,03	0,038	0,013
T-15	15	0,09	1,1	0,28	0,04	0,038	0,012
T-20	20	0,10	1,1	0,24	0,05	0,037	0,013

ровали путем изменения количества ферротитана в покрытии исследуемых электродов. При этом сохраняли постоянный уровень марганца и кремния в швах, варьировали количество ферромарганца и ферросилиция, которые вводили в покрытие. Химический состав металла швов, выполненных исследуемыми электродами, приведен в табл. 1, результаты испытаний ударной вязкости металла швов, выполненных этими электродами, — в табл. 2. Как видно из данных таблиц, наиболее высокие значения ударной вязкости металла шва при отрицательных температурах обеспечиваются при содержании в нем титана на уровне 0,02 %.

Результаты проведенных исследований учитывали при разработке составов покрытий электродов, предназначенных для выполнения ремонтных работ.

Электроды АНО-102. При разработке этих электродов оптимизировали диапазон концентраций элементов в металле шва, %: 1,2...1,4 Mn; 0,25...0,40 Si; 0,015...0,020 Ti. Коррозионную стойкость металла шва в морской воде обеспечили введением в его состав 0,6...0,8 % никеля и 0,4...0,6 % меди. Состав газошлакообразующей основы покрытия электродов АНО-102 был разработан с учетом возможности обеспечения низкого содержания диффузионно-движущегося водорода; сварке на постоянном и переменном токе; сварочно-технологических свойств электродов на уровне лучших зарубежных аналогов.

Электроды АНО-102 (Э50А согласно ГОСТ 9467-75) в основном предназначены для использования в судоремонте и судостроении вместо электродов УОНИ-13/55. Их условное обозначение в соответствии с евроноймой — EN 499 — E 46 5 1Ni B12 H10.

Электроды предназначены для сварки судостроительных сталей нормальной и повышенной

Таблица 2. Ударная вязкость металла швов, выполненных исследуемыми электродами, Дж/см²

Индекс электрода	Температура, °C		
	+20	-20	-40
T-0	<u>217...227</u> 221,7	<u>70...134</u> 112	<u>64...75</u> 68,3
T-5	<u>223...257</u> 239	<u>141...157</u> 147,6	<u>70...75</u> 73,7
T-10	<u>223...232</u> 228,3	<u>102...155</u> 128,6	<u>16...61</u> 31,3
T-15	<u>186...198</u> 190	<u>79...107</u> 94,3	<u>25...72</u> 46,6
T-20	<u>196...215</u> 208,6	<u>57...151</u> 104,3	<u>35...87</u> 64,0

Примечание. Здесь и в табл. 3 в числителе приведены минимальные и максимальные значения показателей ударной вязкости, в знаменателе — средние.

Таблица 3. Сравнение ударной вязкости металла швов, выполненных электродами АНО-102, УОНИ-13/55 и ОК 73.08 диаметром 4,0 мм

Марка электрода	Ударная вязкость KCV , Дж/см ² при температуре,			
	+20	-20	-40	-60
АНО-102	$\frac{186...204}{198}$	$\frac{168...192}{181}$	$\frac{94...98}{96}$	$\frac{72...84}{78}$
УОНИ-13/55	$\frac{181...192}{187}$	$\frac{82...104}{96}$	$\frac{28...74}{52}$	$\frac{12...32}{24}$
ОК 73.08	$\frac{190...224}{212}$	$\frac{170...196}{185}$	$\frac{90...102}{96}$	$\frac{76...88}{81}$

прочности во всех пространственных положениях, за исключением вертикальных швов способом сверху вниз. Сварку можно выполнять на постоянном токе обратной полярности или на переменном токе от источников питания с напряжением нерабочего хода не ниже 65 В.

Сравнительные испытания электродов АНО-102 с электродами УОНИ-13/55 и зарубежными электродами ОК 73.08 шведской фирмы ESAB показали, что по показателям ударной вязкости металла шва электроды АНО-102 превосходят электроды УОНИ-13/55 и не уступают электродам ОК 73.08 (табл. 3).

Испытания сварочно-технологических свойств новых электродов показали, что они обеспечивают хорошее формирование металла шва при сварке в разных пространственных положениях, малое разбрызгивание, легкое отделение шлаковой корки даже при глубоком раскрытии кромок. По этим показателям электроды АНО-102 превосходят электроды УОНИ-13/55.

Показатели плавления электродов АНО-102, УОНИ-13/55 и ОК 73.08, которые определяли при сварке электродами диаметром 4,0 мм, приведены в табл. 4. Электроды АНО-102 прошли испытания на Ильичевском судоремонтном заводе, где получили хорошие отклики сварщиков. Одобрены Российским морским регистром судоходства.

Применение новых электродов АНО-102 вместо электродов УОНИ-13/55 благодаря более высокой коррозионной стойкости сварных швов и ударной вязкости металла шва позволит существенно повысить ресурс работы сварных конструкций морских и речных судов.

Таблица 4. Характеристики плавления электродов АНО-102, УОНИ-13/55 и ОК 73.08 (постоянный ток, обратная полярность)

Марка электрода	Коэффициент наплавки, г/(А·ч)	Коэффициент разбрызгивания, %	Выход металла, %	
			годного	наплавленного
АНО-102	9,2...9,6	0,8...1,9	70,1...70,5	107,9...108,3
УОНИ-13/55	8,1...8,6	3,2...4,8	68,4...69,4	91,4...94,5
ОК 73.08	10,0...10,5	0,9...2,1	72,4...72,8	120...135

Электроды АНМК-44.01. В металлургии ремонтные работы являются неотъемлемой составляющей производства. На протяжении почти шестидесяти лет они выполняются исключительно с применением сварочных технологий. До недавнего времени ремонт объектов металлургического комплекса выполняли низководородными электродами ДБСК-55 и УОНИ-13/55. Сегодня обе марки электродов и их модификации технически устарели и уступают по ключевым техническим показателям электродам зарубежных фирм, которые появились на нашем рынке.

Новые электроды АНМК-44.01 предназначены для ремонта объектов металлургического комплекса. По механическим свойствам металла шва они отвечают типу Э50А (ГОСТ 9467-75). Их условное обозначение в соответствии с евроноймой EN 499 — E 46 4 B 52 H10, согласно ISO 2560 — E 515 B 130 24 (H).

Газошлакообразующая основа покрытия относится к системе $CaCO_3-CaF_2-SiO_2 (TiO_2)$. Система раскисления наплавленного металла ориентирована на доступные в Украине ферросплавы (среднеуглеродный ферромарганец марок ФМн 88 и ФМн 90, ферросилиций марки ФС-45, ферротитан марок ФТи 35 С5 или ФТи 35 С8).

Техническая характеристика электродов АНМК-44.01: коэффициент наплавки 9,5...11,5 г/(А·ч); выход наплавленного металла 120...130 %. Химический состав наплавленного металла следующий, %: $\leq 0,10 C$; $1,0...1,30 Mn$; $0,25...0,35 Si$; $\leq 0,030 S$; $\leq 0,030 P$; $0,020...0,030 Ti$ (факультативно). Механические свойства металла шва: $\sigma_T \geq 440$ МПа; $\sigma_B = 510...610$ МПа; $\delta_5 \geq 22$ %; $\varphi \geq 65$ %; $KCV_{+20} = 200...250$ Дж/см²; $KCV_{-40} = 80...100$ Дж/см².

Отличительной особенностью покрытия новых электродов является повышенное содержание железного порошка (до 40 % в сухой смеси) и более толстое покрытие по сравнению с электродами предыдущих разработок (отношение $D_{ш}/d_c = 1,8$; $K_{мп} = 85$ %), вследствие чего достигается высокая эффективность и производительность электродов ($K_{вн} = 135$ %, $a_{ш} = 9,5...11,0$ г/(А·ч)). Вместе с тем электроды диаметром до 4 мм включительно сохраняют возможность сварки во всех пространственных положениях, за исключением вертикальных швов, которые сваривают способом сверху вниз.

Разработанные электроды целиком отвечают нормативным требованиям к ремонтным работам, которые выполняются на объектах металлургического комплекса, и существенно превосходят отечественные аналоги (электроды марок УОНИ-13/55, ДБСК-55) по ключевым техническим показателям, в том

Таблица 5. Сравнение технико-экономических характеристик электродов АНМК-44.01, УОНИ-13/55 и ДБСК-55

Марка электрода	Коэффициент наплавки, г/(А·ч)	Выход металла, %		Возможность сварки переменным током	Доля активного горения дуги, %	Расход электродов на 1 кг наплавленного металла
		годного	наплавленного			
УОНИ-13-55	9	60	90	Невозможно	50	1,7
ДБСК-55	10	73	105	Допустимо	40	1,5
АНМК-44.01	9,5...11,5	70	125...130	Возможно	75	1,4

числе по производительности — на 15...30%; выходу наплавленного металла на 20...40%; по времени активного горения дуги в 1,5...1,9 раза. При этом расход электродов на 1 кг наплавленного металла сокращается на 10...20% (табл. 5).

Электроды позволяют вести сварку на переменном токе в монтажных условиях, благодаря чему удается избежать магнитного дутья и образования связанных с ним дефектов сварных швов. В данное время электроды проходят опытно-промышленную проверку у потенциальных потребителей.

Электроды АНО-38. Газотранспортная система (ГТС) Украины является одной из самых больших и одновременно одной из наиболее старых в Европе [6, 7]. Одна только ГТС АО «Укргазпром» по состоянию на 2002 г. включала 34,5 тыс. км магистральных газопроводов. Всего на балансе газотранспортных предприятий Украины до этого времени находилось 47,9 тыс. км трубопроводов, которые исчерпали свой амортизационный срок, т. е. эксплуатируются дольше 33 лет.

По данным инспекторских служб АО «Укргазпром», сегодня с учетом полного физического износа требуют немедленного восстановления 1400 км газопроводов, а в перспективе ежегодная потребность в восстановлении линейной части газопроводов составляет 500 км. Фактические объемы выполнения работ по капитальному ремонту, реконструкции и техническому переоснащению магистральных газопроводов, которые наблюдаются на протяжении последних 15 лет, существенно ниже необходимых, в том числе из-за неудовлетворительного уровня технического оснащения и технологии выполнения ремонтных работ, а также отсутствия необходимых сварочных материалов.

Половина отказов ГТС обусловлена низким качеством труб и сварочных работ, т. е. вызвана дефектами, которые уже существовали в трубопроводах до начала их эксплуатации. Не выявленные приемно-сдаточными гидравлическими испытаниями со временем они достигли критического состояния,

вследствие чего и стали источником разрушения.

Ремонтные сварочные работы ни в коей мере не должны ухудшить эксплуатационные характеристики отремонтированных газопроводов по сравнению с тем состоянием, которое характерно для строящихся газопроводов. Электроды АНО-38 отвечают этим требованиям. Они предназначены для односторонней сварки монтажных (неповоротных) стыков при сооружении и ремонте магистральных трубопроводов, включая сварку во всех пространственных положениях корневого, горячего прохода, заполняющих слоев и облицовочного слоя (вертикально ориентированные швы сваривают способом «на подъем»). Сварка ведется на постоянном токе обратной полярности. При необходимости возможна сварка на переменном токе.

По сравнению с электродами УОНИ-13/55 электроды АНО-38 гарантируют более высокое качество корневых проходов, включая формирование обратного валика. По сравнению с электродами АНО-ТМ/СХ, LB-52U, Fox EV 50 Pipe они имеют большую универсальность, характеризуются меньшим содержанием водорода в нап-

Таблица 6. Содержание водорода в металле, наплавленном электродами АНО-102, АНМК-44.01 и АНО-38

Марка электрода	Диаметр, мм	Сила тока, А	[H] _{доп.} , мл/100 г	Страна и производитель
АНО-102	4	165	4,2...5,2	Украина, ИЭС
АНМК-44.01	3,0	125	5,0...5,2	» »
	4,0/6,8*	165	5,3...5,5	
	4,0/7,2*	165	5,0...5,7	
АНО-27	3,0	125	4,8...5,4	» »
	4,0	165	5,9...6,0	
ДБСК-55	3,0	125	6,2...7,0	Украина, «Бадм. ЛТД»
	4,0	165	7,1...8,3	
АНО-38	3,0	125	3,0...4,6	Украина, ИЭС
	4,0	165	2,8...3,2	
АНО-ТМ/СХ	3,0	165	4,4...5,7	Украина, ИЭС
Z-7	4,0	95	4,2...4,8	Израиль, «ЗИКА»
ASB-255	3,0	125	3,7...4,6	Турция, «АСКАЙНАК»
	4,0	165	5,9...6,0	

* В знаменателе указан диаметр покрытия электрода.

лавленном металле и являются отечественным аналогом электрода Z-7 израильской фирмы «ЗИКА», которые импортируются в Украину.

По механическим свойствам наплавленного металла электроды АНО-38 отвечают типу Э50А (ГОСТ 9467-75). Гарантируются технологическая прочность и механические свойства швов, адекватные необходимым, на трубах из сталей, которые использовались при сооружении трубопроводов на протяжении всех предыдущих лет.

Условное обозначение электродов в соответствии с ГОСТ 9467-75: $\frac{\text{Э50А-АНО-38d-УД}}{\text{Е514-Б26}}$.

Полная техническая характеристика электродов АНО-38 следующая: коэффициент наплавки 8,5...9,0 г/(А·ч), химический состав наплавленного металла, %: $\leq 0,11 \text{ C}$; $0,90...1,20 \text{ Mn}$; $0,45...0,75 \text{ Si}$; $\leq 0,020 \text{ S}$; $\leq 0,030 \text{ P}$; $0,020...0,030 \text{ Ti}$ (факультативно), механические свойства металла шва: $\sigma_T \geq 440 \text{ МПа}$; $\sigma_B = 530...680 \text{ МПа}$; $\delta_5 \geq 22 \%$; $\varphi \geq 65 \%$; $KCV_{30} = 130...200 \text{ Дж/см}^2$; $KCV_{50} = 60...90 \text{ Дж/см}^2$. В данное время электроды АНО-38 проходят проверку у потенциальных потребителей.

На электроды АНО-102, АНМК-44.01 и АНО-38 разработана нормативная документация. Технология производства этих электродов рассчитана на возможности отечественных предприятий-производителей электродов и доступное в Украине сырье. В табл. 6 приведены данные о содержании водорода в металле, наплавленном этими электродами.

Principles of formulation of coverings for a new generation of low-hydrogen electrodes intended for ship repair, repair of metallurgical industry facilities and pipeline transport are considered. Their specifications are given.

Выводы

1. Разработанные низководородные электроды нового поколения для судоремонта (АНО-102), ремонта объектов металлургического комплекса (АНМК-44.01) и трубопроводного транспорта (АНО-38) по сварочно-технологическим свойствам и свойствам металла шва превосходят отечественные аналоги.

2. На электроды АНО-102, АНМК-44.01 и АНО-38 разработана нормативная документация. Электроды АНО-102 одобрены Российский регистром морского судоходства.

3. Производство новых электродов на предприятиях Украины позволит отказаться от закупок дорогих зарубежных электродов.

1. *Evans G. M.* Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld-metal deposits // *Welding J.* — 1980. — 59, № 3. — P. 67-75.
2. *Evans G. M.* The effect of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits // *Metal Construction.* — 1986. — 18, № 7. — P. 438-444.
3. *Abson D. J., Pargeter R. J.* Factors influencing the as-deposited strength, microstructure and toughness of manual metal arc welds suitable C-Mn steel fabrications. — S. 1, [1986]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II A-683-86).
4. *Sakaki H.* Effect of alloying elements on notch toughness of basis weld metals // *J. Jap. Weld. Soc.* — 1960. — 29, № 7. — P. 539-544.
5. *Effect of titanium on the properties of manual multipass weld* / N. M. Ramini de Rissone, H. A. Rissone, J. L. Zuliani, R. Timerman. — S. 1, [1985]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II A-665-85).
6. *Бельский Д. М., Героев А. Э., Оганезов Л. П.* Повышение качества линейной части газопроводов // *Нефтегазовые технологии.* — 2000. — № 4. — С. 15-18.
7. *Щербак О. В.* Техническое состояние ГТС нуждается в постоянном внимании // *Сварщик.* — 1998. — № 1. — С. 8.

Поступила в редакцию 19.02.2007

МЕХАНИЗИРОВАННАЯ РЕМОНТНАЯ СВАРКА Порошковой проволокой агрегатов МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА*

В. Н. ШЛЕПАКОВ, д-р техн. наук, **В. Н. ИГНАТЮК**, инж., **А. С. КОТЕЛЬЧУК**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

Ю. М. ГИТИН, инж. (Днепропетровский металлургический комбинат им. Ф. Э. Дзержинского, г. Днепропетровск)

На основе экспериментальных исследований техники сварки самозащитной порошковой проволокой типичных соединений агрегатов металлургического комплекса определены технологические показатели и производительность сварки при использовании проволоки трех типов. Показана целесообразность использования проволоки двухслойной конструкции при сварке металла средней и большой толщины в нижнем и горизонтальном положениях швов. Проволоку трубчатой конструкции малого диаметра целесообразно использовать при выполнении швов в вертикальном и потолочном положениях. Разработана технология сварки типичных металлоконструкций.

Ключевые слова: дуговая сварка, ремонт металлоконструкций, низколегированные стали, металлургический комплекс, порошковая проволока, разработка состава

Сегодня актуальной проблемой при выполнении ремонтно-восстановительной сварки металлоконструкций из низколегированных сталей в цеховых условиях и при монтаже металлургического оборудования является повышение ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин. Одним из эффективных путей ее решения является применение высокопроизводи-

тельной и качественной механизированной сварки самозащитной порошковой проволокой.

Корпусы доменных печей, конверторов, ковшей изготавливаются из низколегированных сталей, в частности, стали 09Г2С, требования к свойствам сварочных материалов отвечают типу E50A согласно ДСТУ (ГОСТ 9467–75). Типичными соединениями являются стыковые с раскрытием кромок в 50° (для нижнего и вертикального проектного положения) и в 45° (для горизонтального с односторонним раскрытием). Толщина металла составляет от 12 до 60 мм, базовая — 30 мм. Соединения монтируются со щелью по корню шва 1...3 мм (рис. 1).

Необходимо было создать самозащитную порошковую проволоку, которую можно было бы

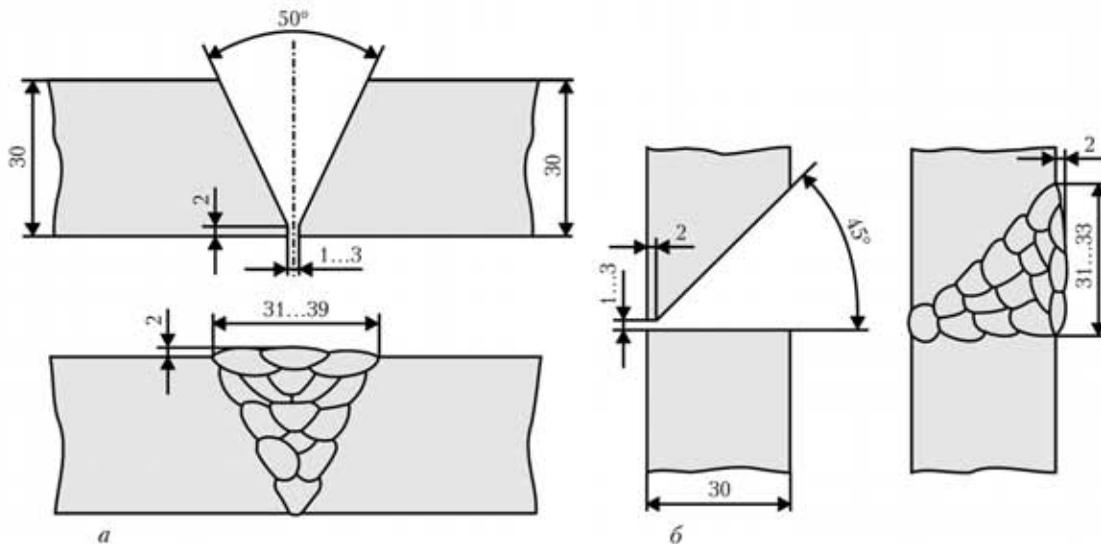


Рис. 1. Типы стыковых соединений на вертикальной плоскости корпусов проковшей и агрегатов металлургического комплекса: *a* — нижнее проектное положение; *б* — горизонтальное с односторонним раскрытием

использовать при выполнении сварки различных видов соединений в разных пространственных положениях при разных условиях выполнения работ. При этом должны были быть обеспечены необходимые показатели прочности и вязкопластичные свойства металла сварных соединений, а также высокие показатели производительности сварки.

Исследование трещиностойкости сварных соединений расчетными методами с учетом класса сталей, типа проволоки и условий сварки. Поскольку образование и развитие трещин, инициированных водородом, в основном определяется классом свариваемой стали, типом сварочного материала, режимом сварки, формой и геометрическими размерами соединения, то для прогнозирования водородного охрупчивания сварного соединения в качестве базисных приняты следующие четыре условия, при наложении которых вероятность зарождения и развития водородных трещин возрастает:

наличие напряженного состояния растяжения в зоне сварного соединения, возникающего в результате термического цикла сварки и определяемого характером соединения сварных деталей, их толщиной, а также наложением внешних напряжений;

максимальный уровень содержания водорода в металле шва, который адсорбируется в процессе сварки сварочной ванной из атмосферы дуги и способен диффундировать в металл ЗТВ (определяется содержанием остаточной влаги в сердечнике порошковой проволоки, наличием загрязнений или волоочильного смазочного масла и других термонестабильных соединений водорода на поверхности проволоки или свариваемого металла);

образование микроструктуры в металле ЗТВ или сварном шве, чувствительной к зарождению и распространению инициированных водородом трещин (определяется главным образом химическим составом основного металла и металла шва, а также термомеханическим циклом сварки);

собственно термический цикл сварки, т. е. промежуток времени, достаточный для диффузии водорода из критических зон сварного соединения (металла ЗТВ или шва) при охлаждении до температуры, при которой резко возрастает риск водородного охрупчивания (определяется режимом сварки, температурой подогрева, формой соединения и толщиной свариваемого металла) [1–3].

При использовании сварочного материала с повышенным содержанием легирующих элементов возрастает вероятность образования трещин в самом сварном шве.

Существуют три основных подхода к предупреждению образования водородных трещин. Во-первых, замедление охлаждения в интервале температур мартенситного преобразования, т. е. уве-

личение продолжительности времени, необходимого для диффузии водорода из металла шва и ЗТВ, уменьшение твердости последнего и соответственно снижение чувствительности микроструктуры к образованию трещин. На практике этот подход реализуется путем местного подогрева или сварки при увеличенной погонной энергии сварки. Во-вторых, уменьшение твердости наплавленного металла (вероятность зарождения трещин в более пластических микроструктурах ниже) путем использования основного металла или сварочного материала, которые обеспечивают более низкий углеродный эквивалент наплавленного металла. В-третьих, уменьшение количества водорода, который вносится в металл шва, поскольку его низкие уровни снижают риск образования трещин. На практике этот подход реализуется с помощью использования технологических процессов, которые контролируют уровень внесенного водорода, или путем применения низководородного сварочного материала, просушивание или прожаривание сварочных материалов и флюсов перед сваркой [2].

Оценку вероятности водородного охрупчивания при сварке порошковой проволокой соединений из металла разной толщины при разных значениях погонной энергии сварки проводили с помощью компьютерной программы PREHEAT. В программе вероятность образования микроструктур, чувствительных к зарождению и распространению индуцированных водородом холодных трещин, прогнозируется показателем водородного охрупчивания — углеродным эквивалентом (CE или P_{CM}) металла.

Для оценки чувствительности сталей к холодным трещинам использовали следующие выражения [4, 5]:

1) формулу, принятую Международным институтом сварки, для углеродистых сталей, содержащих более 0,18 мас. % углерода или в случаях, когда возможно медленное охлаждение (время охлаждения от 800 до 500 °С составляет более 12 с):

$$CE_{IIV} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}, \quad (1)$$

2) формулу для P_{CM} , предложенную Й. Ито и К. Бессю:

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2)$$

или для CE_{MW} (Дюрен):

$$CE_{MW} = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn + Cu}{20} + \frac{Cr}{10} + \frac{Ni}{40} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10}. \quad (3)$$

Формулы (2) и (3) применяли для сталей, содержащих менее 0,22 мас. % углерода, и в случаях

Таблица 1. Химический состав металла, мас. %, наплавленного самозащитной порошковой проволокой

Марка проволоки	C(max)	Si	Mn	Ni	Al	Ti	Zr	S(max)	P(max)
ПП-АН60	0,15	0,1...0,15	1,1...1,3	0,9...1,0	0,65...0,75	—	0,01...0,015	0,005	0,01
ПП-АН62	0,15	0,05...0,10	1,0...1,3	—	0,2...0,3	0,05...0,10	—	0,01	0,025
ПП-АН7	0,15	0,3...0,4	0,9...1,2	—	—	—	—	0,03	0,03

быстрого охлаждения (время охлаждения от 800 до 500 °С) менее 6 с;

3) формулу Т. Юриои:

$$CEN = C + A(C) \times \left(\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + Nb + V}{5} + 5B \right), \quad (4)$$

где $A(C) = 0,75 + 0,25 \tanh\{20(C - 0,12)\}$, для оценки сталей, содержащих до 0,25 мас. % углерода.

Формула (4) легко превращается в выражение, подобное для CE_{III} , P_{CM} или CE_{MV} для сталей с повышенным содержанием углерода, так как в зависимости от содержания последнего изменяется корректирующий множитель $A(C)$;

4) для учета влияния кислорода на микроструктуру можно использовать формулу Д. Л. Олсона:

$$P_{CM}^O + C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cr + Cu}{20} + \frac{V}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + 5B - \frac{3}{4}O. \quad (5)$$

Она используется при оценке углеродного эквивалента металла сварного шва.

Интерпретировать полученные результаты можно с помощью следующих параметров: минимальной температуры свариваемого соединения; погонной энергии сварки; максимального углеродного эквивалента основного металла; допустимого уровня содержания диффузионного водорода.

Основываясь на экспериментальных данных по основным параметрам сварочного процесса, типу соединения, основного металла и его толщины, определяется значение одной из четырех характеристик. Таким образом, могут быть быстро оценены безопасные комбинации температуры подогрева, погонной энергии сварки, углеродного эквивалента основного металла (металла шва) и допустимый уровень диффузионного водорода, при которых образование водородных трещин в металле ЗТВ или шве маловероятно.

На рис. 2 приведены диаграммы безопасных уровней погонной энергии Q при сварке стыковых соединений разной суммарной толщины свариваемых пластин CT . На диаграммы нанесены области, отвечающие типичному химическому составу металла шва и уровням содержания в нем диффузионного водорода, для ряда самозащитных порошковых проволок, указанных в табл. 1.

Когда выбор основного металла или сварочного процесса ограничивается металлургическими или экономическими требованиями, а также техническими и технологическими возможностями используемого оборудования, риск образования водородных трещин может быть уменьшен путем продления времени, необходимого водороду для диффузии из зоны сварного соединения во время охлаждения к температуре, которая является опасной с точки зрения повышенного риска образования индуцированных водородом трещин. На практике эта задача решается путем выбора со-

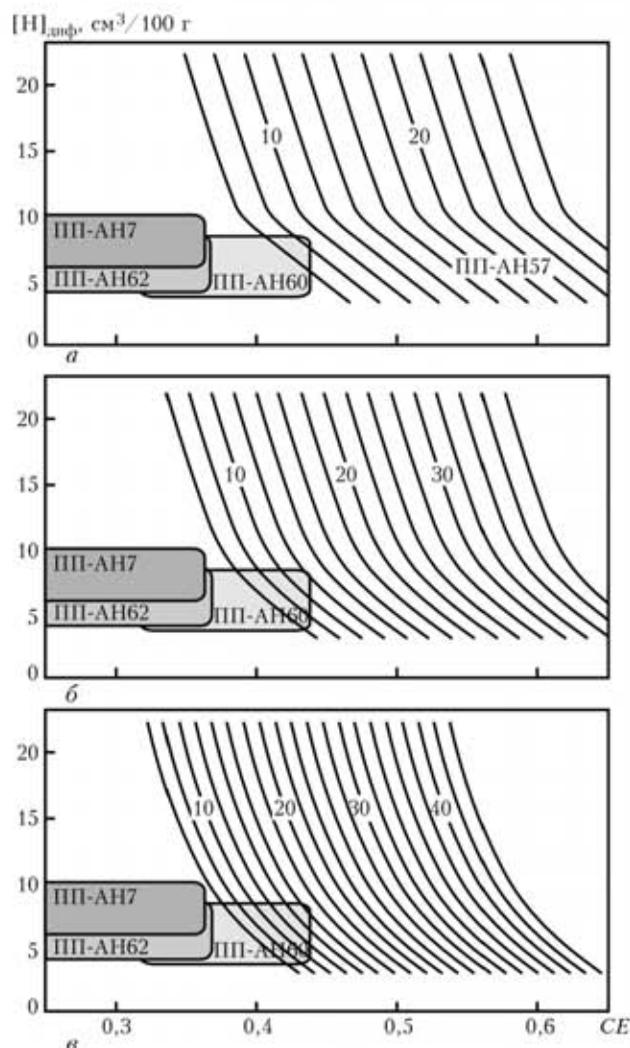


Рис. 2. Диаграммы безопасных уровней погонной энергии Q в зависимости от углеродного эквивалента металла (кривые) при сварке стыковых соединений разной суммарной толщины: а — $CT = 33$; б — 44; в — 60 мм

Таблица 2. Минимальные температуры подогрева (°С) при различной погонной энергии сварки и химическом составе металла для стыковых соединений

Q , кДж/мм	Основной металл—сталь 09Г2С суммарной толщины, мм			Основной металл—сталь 10ХСНД суммарной толщины, мм			Металл шва суммарной толщины, мм		
	24	40	120...160	24	40	120...160	24	40	120...160
0,7	40	112	149	83	128	167	65	121	159
0,8	0	102	146	51	119	163	27	110	155
0,9	–	86	143	17	109	159	0	100	150
1,0	–	65	139	0	98	155	–	84	147
1,1	–	39	136	–	83	151	–	64	144
1,2	–	15	133	–	63	148	–	39	141
1,3	–	0	129	–	39	145	–	16	137
1,4	–	–	126	–	17	142	–	0	134
1,5	–	–	122	–	0	139	–	–	131
1,6	–	–	119	–	–	136	–	–	128
1,7	–	–	115	–	–	133	–	–	125
1,8	–	–	112	–	–	129	–	–	121
1,9	–	–	108	–	–	126	–	–	118
2,0	–	–	105	–	–	123	–	–	114
2,2	–	–	101	–	–	120	–	–	111
2,5	–	–	92	–	–	115	–	–	106

ответствующих режимов сварки, которые обеспечивают более высокое вложение тепла, или применяют технологические процессы сварки с местным подогревом. Эти действия отдельно или совместно замедляют скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения в сварном шве и металле ЗТВ. Кроме того, при использовании этих методов микроструктура во многих случаях более благоприятная, а поэтому менее чувствительная к образованию трещин.

Наиболее эффективным методом предупреждения образования холодных трещин является снижение количества водорода, которое может попасть в зону сварки. На практике это означает применение низководородных сварочных процессов, таких, например, как сварка неплавящимся электродом или в инертных газах с очищением места сварки. Использование сварки порошковой проволокой может привести к насыщению водородом в довольно больших количествах. Обоснованный выбор состава проволоки и применение ее термообработки перед сваркой позволяет обеспечить необходимый низкий уровень содержания диффузионного водорода в металле шва.

Расчетными методами проанализированы стыковые соединения низколегированных сталей, сваренные порошковой проволокой. В качестве основного металла рассматривали такие стали, как 10ХСНД, 09Г2С. Расчеты выполнены для стыковых соединений с толщиной основного металла 12...80 мм. В качестве сварочного материала рассматривали экспериментальный вариант самоза-

щитной порошковой проволокой типа ПП-АН60 для сварки. Диаметр проволоки 1,6 мм, режим сварки: $U_d = 24...28$ В; $I_{св} = 200...300$ А; $v_{св} = 20...40$ см/мин; $Q = 7,2...25,2$ кДж/см. Содержание диффузионного водорода не более $10 \text{ см}^3/100 \text{ г}$.

Углеродный эквивалент стали 10ХСНД: $CE_{о.м.1} = 0,38...0,46$ ($CE_{о.м.1}^{св} = 0,43$); стали 09Г2С: $CE_{о.м.2} = 0,32...0,44$ ($CE_{о.м.2}^{св} = 0,38$). Углеродный эквивалент наплавленного металла: $CE_{н.м} = 0,33...0,45$ ($CE_{н.м}^{св} = 0,39$). Суммарная толщина соединения $CT = 24; 40; 120; 160$ мм.

Результаты расчетных исследований приведены в табл. 2. Местный подогрев следует применять непосредственно перед сваркой. Температура основного металла должна достигать минимально рекомендованной температуры подогрева на расстоянии не менее 75 мм с обеих сторон от соединения. Температуру следует измерять на обратной стороне от приложенного источника нагрева свариваемых пластин. При ограниченном доступе к изделию необходимо дать возможность выровняться температуре по сечению основного металла (около 2 мин на каждые 25 мм толщины).

Исследования и разработка образцов самозащитной порошковой проволоки для ремонтной сварки металлургического оборудования. Для ремонтной сварки металлургического оборудования в Институте электросварки им. Е. О. Патона создана самозащитная порошковая проволока марок ПП-АН60 и ПП-АН62 диаметром 1,6 мм,

Таблица 3. Основные характеристики самозащитных порошковых проволок

Марка проволоки	Тип стандарта		Шлаковая основа	Полярность сварочного тока
	ГОСТ 26271	EN758		
ПП-АН60	ПС49-А3У	T 50 3 1Ni YN 1 H10	CaO-MgO-Al ₂ O ₃ -R ₂ O-BaF ₂ -LiF	Прямая
ПП-АН62	ПС44-А2У	T 46 2 SN 1 H10	MgO-R ₂ O-MnO _x -FeO-Al ₂ O ₃	Обратная
ПП-АН7	ПС44-А2Г	T 42 2 VN 3 H10	CaO-TiO ₂ -SiO ₂ -Na ₂ O-CaF ₂ -NaF	»

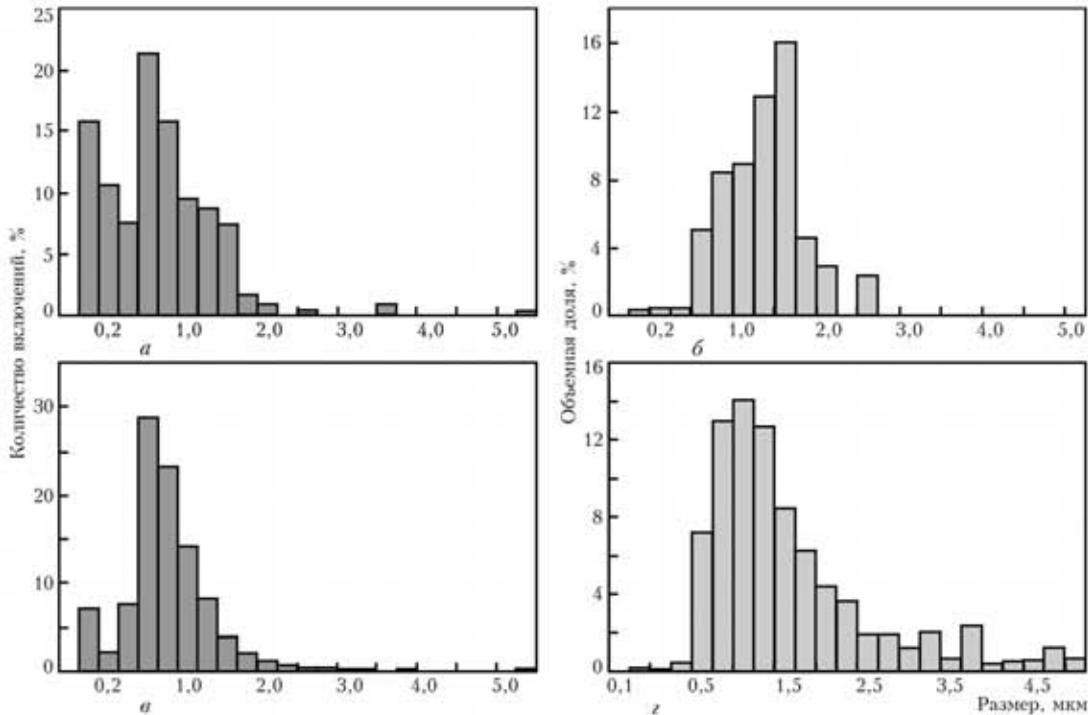


Рис. 3. Распределение неметаллических включений по размеру при сварке порошковыми проволоками фторидного (а, б) и оксидного (в, г) типов

предназначенная для сварки во всех пространственных положениях конструкций из углеродистых и низколегированных сталей [6–8], а также самозащитная порошковая проволока двухслойной конструкции ПП-АН7 диаметром 2,0 мм для сварки на горизонтальной плоскости. В табл. 3 приведены основные характеристики проволоки.

При сварке проволоками ПП-АН60 и ПП-АН62 стойкость металла шва против образования пор, вызванных азотом, достигается путем легирования металла шва алюминием, который вводится в виде порошка в сердечник самозащитной порошковой проволоки. Порошковая проволока ПП-АН60 имеет сердечник оксидно-фторидного типа с высокой основностью шлаков, ПП-АН62 — оксидного типа с низкой основностью. Обе проволоки при сварке образуют шлаки, которые быстро твердеют.

Результаты металлографических исследований распределения и состава неметаллических включений в металле швов, выполненных проволоками фторидного и оксидного типов, представлены на рис. 3. Для металла швов, выполненных проволокой фторидного типа ПП-АН60, характерно от-

носительно равномерное распределение дисперсных частиц неметаллических включений, которые представляют собой преимущественно нитриды и оксиды алюминия. Неметаллические включения в металле шва, выполненного самозащитной проволокой оксидного типа ПП-АН62, представляют собой преимущественно оксиды алюминия, и только небольшая часть (менее 5 об. %) — оксиды кремния и марганца. Объемная часть неметаллических включений в швах, полученных при сварке проволокой ПП-АН60 (фторидный тип), составляет в среднем 0,3, а в швах, полученных при сварке проволокой ПП-АН62 (оксидный тип), — 0,85 %.

Металл, наплавленный проволокой ПП-АН60, имеет низкое содержание серы (0,003...0,008 мас. %), что значительно меньше, чем в металле швов, сваренных проволоками общего назначения (~ 0,015...0,025 мас. %). Это объясняется использованием в сердечнике активных десульфураторов.

Типичные механические свойства металла швов и сварных соединений, выполненных самозащитными порошковыми проволоками трех типов — фторидного (ПП-АН60), оксидного (ПП-

Таблица 4. Механические свойства сварных соединений, выполненных порошковыми проволоками

Марка проволоки	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести σ_T , МПа	Относительное удлинение δ , %	Температура, при которой ударная вязкость KCV не менее 35 Дж/см ² , °С
		не менее		
ПП-АН60	580...620	490	22	-30
ПП-АН62	550...580	490	22	-20
ПП-АН7	500...650	440	20	-20

Примечание. Режимы сварки: $I_{св} = 250...270$ А, $U_d = 21...22$ В; ПП-АН60 — прямая, ПП-АН62 и ПП-АН7 — обратная полярность.



Рис. 4. Общий вид монтажа воздухонагревателя

АН62) и карбонатно-флюоритного (ПП-АН7), приведены в табл. 4. По сварочно-технологическим свойствам проволоки характеризуются хорошей отделяемостью шлаковой корки, благоприятной формой швов, возможностью сварки широкого диапазона толщин свариваемого металла,

позволяют выполнять сварку металлоконструкций в условиях монтажной площадки в разных пространственных положениях.

Испытание порошковой проволоки согласно требованиям ремонтной монтажной сварки в условиях металлургического производства. Программа испытаний порошковых проволок при ремонте и монтажной сварке предварительно была согласована с металлургическими предприятиями ОАО «Днепропетровский ме-

таллургический комбинат им. Ф. Э. Дзержинского» (Днепропетровск), ОАО «Металлургический комбинат «Азовсталь» (Мариуполь) и производителем монтажно-сварочных работ на комбинате «Азовсталь» ОАО «НДВП Криворожстальконструкция». Программы включали выбор типичных объектов сварки, предыдущие испытания с определением типов сварочного оборудования (полуавтоматов) для монтажных условий, проведение практикумов для сварщиков по сопровождению в производство технологии сварки самозащитной порошковой проволокой на объектах металлургических предприятий.

Для выполнения программы на ГП «Исследовательский завод сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона» были изготовлены опытно-промышленные (по отдельным договорам) и промышленные партии самозащитных порошковых проволок трех марок. Предыдущими испытаниями установлено, что требованиям монтажной сварки избранных объектов по показателям производительности



Рис. 5. Ремонтная сварка порошковой проволокой ПП-АН7 металлургического оборудования на Днепропетровском металлургическом комбинате

в наибольшей мере отвечает проволока ПП-АН7 диаметром 2,4 мм.

Главным объектом монтажной сварки на металлургическом комбинате «Азовсталь» было сооружение (реконструкция) воздухонагревателя доменной печи (рис. 4). Основным металл — сталь 09Г2С. Основным объем сварки порошковой проволокой приходился на выполнение горизонтальных и вертикальных соединений при монтаже купола. Использовали модернизированные полуавтоматы ПШ-107В. Качество выполненных швов отвечало выдвинутым требованиям. Замечания главным образом касались нестабильной работы полуавтоматов, которые питались от источника сварочного тока. Для ликвидации этого недостатка была изменена схема питания с использованием независимого источника, что обеспечило стабильную работу полуавтоматов. В результате при сварочно-монтажных работах повышается производительность при высоком качестве сварных соединений, выполненных порошковой проволокой.

На Днепровском металлургическом комбинате им. Ф. Э. Дзержинского объектами сварки были определены корпуса конверторов, кожухи доменных печей, металлоконструкции мостовых кранов, трубопроводы и корпуса ковшей (рис. 5). Наибольший объем сварки на начало работ приходился на ремонтную сварку объектов с выполнением швов в нижнем, горизонтальном и вертикальном положениях (щиты, усиливающие пояса, накладки и др.). При сварке самозащитной порошковой проволокой на открытых площадках, где скорость ветра не превышала 8 м/с, не выявлено никакого заметного влияния ветра на качество сварных швов. Поэтому в регламенты сварки введено разрешение на применение процесса при скорости ветра до 7 м/с, что в несколько раз превышает воз-

можности сварки на монтаже проволокой сплошного сечения.

По результатам опытно-промышленных испытаний приняты решения по расширению объемов использования механизированной сварки самозащитной порошковой проволокой металлоконструкций и оборудования металлургических предприятий. Определены мероприятия по технической и технологической подготовке предприятий для расширения номенклатуры объектов, рекомендованных для внедрения сварки порошковой проволокой. Проведены предварительные экономические расчеты, подтверждающие эффективность внедрения новой технологии при ремонтно-восстановительной сварке в условиях металлургических предприятий.

1. *Гришяк И.* Свариваемость сталей / Пер. со слов. под ред. Э. Л. Макарова. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
2. *Coe F. R.* Welding steels without hydrogen cracking // The Welding Institute Report. — Abington, 1973. — 68 p.
3. *Devletian J. H., Fichtelberg N. D.* Controlling hydrogen cracking in shipbuilding // Welding J. — 2001. — № 11. — P. 46–52.
4. *De Meester B.* Note on the carbon equivalent // Welding in the World. — 1990. — 28, № 2/4. — P. 48–54.
5. *Металлургия* дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, В. И. Швачко и др. / Под ред. И. К. Походни. — Киев: Наук. думка, 2004. — 442 с.
6. *Шлепаков В. Н., Наумейко С. М.* Самозащитная порошковая проволока малого диаметра для сварки металлоконструкций из углеродистых и низколегированных сталей в монтажных условиях // Сварщик. — 2004. — № 1. — С. 35.
7. *Шлепаков В. Н., Наумейко С. М.* Самозащитные порошковые проволоки трубчатой конструкции с сердечником на основе соляных систем // Сб. докл. III Междунар. конф. по сварочным материалам стран СНГ «Сварочные материалы. Разработка. Технология. Производство. Качество». — Днепропетровск, 1–4 июня, 2004. — С. 123–131.
8. *Шлепаков В. Н., Наумейко С. М.* Самозащитные порошковые проволоки для сварки низколегированных сталей // Автомат. сварка. — 2005. — № 4. — С. 31–33.

On the basis of experimental investigations of the technique of welding the metallurgical complex units with a self-shielding flux-cored wire the technological parameters and productivity of welding were determined in case of application of the wire of three types. Expediency of using wire of the double-layer design in welding of metal of medium and large thickness in flat and horizontal positions of welds is shown. It is expedient to use wire of tubular design when making welds in vertical and overhead positions. Welding technology for typical metal structures is developed.

Поступила в редакцию 14.02.2007

ПРОИЗВОДСТВО СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ В СНГ (по материалам IV Международной конференции по сварочным материалам стран СНГ)

П. В. ИГНАТЧЕНКО, инж. (Ассоциация «Электрод» предприятий стран СНГ)

18–21 июня 2007 г. Ассоциация «Электрод» предприятий стран СНГ совместно с НПЦ «Сварочные материалы» (г. Краснодар) провели IV Международную конференцию «Сварочные материалы. Разработка. Технология. Производство. Качество. Конкурентоспособность» на базе санатория «Автотранспортник России» (пос. Агой, Краснодарский край).

В работе конференции приняли участие руководители предприятий и акционерных обществ, ведущие ученые, технологи, конструкторы. Всего 71 человек. По роду деятельности участники конференции из России и Украины представляли разработчиков, производителей, потребителей сварочных материалов и технологического оборудования, а также поставщиков сырьевых компонентов. Среди участников были пять докторов наук, академик МАРЭ и семь кандидатов наук. Вел конференцию И. М. Лившиц, президент Ассоциации «Электрод» (ООО «Инстрэл», г. С.-Петербург).

Представленные на конференции доклады вошли в сборник, который был издан к началу ее работы и распространен среди участников.

Со словами приветствия к участникам конференции обратился генеральный директор ООО НПЦ «Сварочные материалы» В. М. Дзюба, представитель Администрации Краснодарского края Н. Н. Макрушан, президент РНТСО О. И. Стеклов, директор Московского отделения РНТСО В. К. Беляев. Были зачитаны также приветствия от коллектива сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона и его директора академика Б. Е. Патона, а также генерального директора ЦНИИ КМ «Прометей» академика И. В. Горынина. В приветствиях отмечалась постоянная забота ассоциации о совершенствовании отечественного производства сварочных материалов в условиях острой конкуренции и экспансии импортной продукции. Ассоциация вносит консолидирующее начало во взаимодействие специалистов стран СНГ в области сварочных материалов, инициирует обсуждение актуальных научных и производственных проблем, помогает решать многие злободневные вопросы.

Исполнительный директор ассоциации П. В. Игнатченко проанализировал состояние производства сварочных материалов в странах СНГ в 2006 г. и отметил, что входящие в нее предприятия обеспечивают львиную долю производимых в СНГ сварочных материалов. На сегодня практически решены проблемы упаковки

сварочных электродов, проволок сплошного сечения и порошковых проволок. Налажен промышленный выпуск легированной омедненной проволоки с рядной намоткой на кассеты различной массы, осуществляется штучная маркировка электродов. Дирекция ассоциации в канун нынешней конференции предприняла очередную попытку собрать сведения от предприятий-потребителей сварочных материалов с претензиями к поставщикам тех или иных, как правило, сертифицированных материалов. К сожалению, ответа не последовало. Далее П. В. Игнатченко остановился на объемах производства материалов.

В 2006 г. в странах СНГ произведено 120 млн т стали, 99 млн т проката (в России произведено 71 млн т стали, 58 млн т проката). Увеличение по сравнению с 2005 г. составило: по стали 9,4, по прокату 6,6 %. Украина выпустила 41,0 млн т стали, 34 млн т проката. Увеличение составило: по стали 6,2, по прокату 3,8 %.

Общий объем производства покрытых сварочных электродов в 2006 г. в странах СНГ составил 324,7 тыс. т. Из них 78,6 % приходится на предприятия Российской Федерации, 16,8 % на Украину и 4,6 % на остальные страны СНГ. В прошлом году общий объем производства электродов увеличился по сравнению с 2005 г. на 6,1 %, в том числе в Российской Федерации на 6, а в Украине на 4,4 %. Объем производства электродов по типу покрытия составил с рutil-ильменито-



вым покрытием 183,4 тыс. т, с основным 118,7 тыс. т. Выпуск электродов специального назначения для сварки высоколегированных сталей и цветных металлов составил 22,6 тыс. т. Всего в Российской Федерации изготовлено электродов 255,6 тыс. т, в том числе с рутил-ильменитовым покрытием — 128,9 тыс. т, с основным — 104,8 тыс. т, специальных электродов — 21,9 тыс. т. В Украине — 53,9 тыс. т, из них с рутил-ильменитовым покрытием — 41,4 тыс. т, с основным — 11,8 тыс. т, специальных электродов — 0,70 тыс. т.

Наметилась положительная тенденция увеличения производства электродов малого и среднего диаметра (2,6...4,0 мм). Их выпуск суммарно составил 278,4 тыс. т, увеличение по сравнению с 2005 г. составило 3 %. Изготовлено электродов диаметром 5,0 и 6,0 мм соответственно 46,1 и 1,2 тыс. т. Таким образом, электродов диаметром до 5,0 мм произведено 85 %. Общий объем выпуска легированной сварочной проволоки диаметром до 2,0 мм для механизированной сварки в защитных газах составил 46,4 тыс. т, из них диаметром 0,8...1,4 мм — 27,7 тыс. т. В Российской Федерации изготовлено 35,1 тыс. т, из нее диаметром 0,8...1,4 мм — 22,4 тыс. т, а в Украине 11,3 тыс. т, из них диаметром 0,8...1,4 мм — 5,3 тыс. т.

По сравнению с 2005 г. общий объем выпуска сварочной проволоки увеличился на 2,6 %, в том числе в Российской Федерации на 5 %, а в Украине остался на уровне прошлого года. Следует особенно подчеркнуть положительный рост производства сварочной омедненной проволоки, которая по качеству соответствует материалам ведущих зарубежных фирм и поставляется в нужном количестве на шпулях и катушках с рядной наметкой массой от 3 до 15 кг и более. Основными поставщиками такой проволоки являются предприятия — члены ассоциации: ОАО «Межгосметиз-Мценск», ОАО «ММК-Метиз», Череповецкий, Орловский и Волгоградский заводы, ОАО «Северсталь-Метиз» и ООО «Арксэл».

Сварочной и наплавочной порошковых проволок в 2006 г. изготовлено 5953,8 т, из них сварочной 1961,8 т, наплавочной 3992 т, в том числе 200 т порошковой ленты. По сравнению с 2005 г. рост составил 35 %. Объем производства порошковой проволоки в Российской Федерации составил 4784,6, сварочной 1602,6 т, а наплавочной 3182 т. В Украине произведено 1169,2 т порошковой проволоки: сварочной 359,2 т, 610 т наплавочной и ленты 200 т. Увеличение производства порошковой проволоки в России по сравнению с 2005 г. составило 61 %, а в Украине, наоборот, уменьшилось на 16 %.

Сварочных флюсов произведено в 2006 г. 38,7 тыс. т, в том числе в Российской Федерации

10,3 тыс. т, из нее 6082,8 керамического флюса, в Украине — 28,4 тыс. т. Общий объем производства сварочного флюса по сравнению с 2005 г. увеличился на 2,3 %. Объем производства сварочного флюса по сравнению с 2005 г. в России уменьшился на 12, а в Украине на 12 % увеличился.

В 2006 г. общий объем производства сварочных материалов составил 415,7 тыс. т, в том числе для механизированной сварки 91,0 тыс. т. На долю выпуска сварочных материалов для механизированной сварки приходится 22 % общего выпуска.

Из приведенных данных видно, что по-прежнему основную долю сварочных работ в странах СНГ осуществляют покрытыми электродами. Но несмотря на существующий низкий уровень использования механизированной сварки на сегодня ситуация постепенно изменяется в лучшую сторону.

В целом в России и Украине имеется достаточно производственных мощностей по производству сварочных материалов как для ручной, так и механизированной сварки. Однако по причине медленного роста производства промышленной продукции существующие мощности не догружены. По этой причине, к сожалению, прекратил существование крупный электродный цех (на 60 тыс. т) на Череповецком заводе ОАО «Северсталь-Метиз». Производство электродов передано Орловскому заводу ОАО «Северсталь-Метиз». Парадоксально, но несмотря на недогрузку существующих мощностей продолжают создаваться новые производства по изготовлению электродов.

Всего на конференции было заслушано около 50 докладов и сообщений, отражающих результаты научных и инженерных работ по созданию новых марок сварочных материалов, образцов технологического оборудования, совершенствованию производства материалов, повышению их качества и конкурентоспособности, состоянию вопросов сертификации продукции и управления качеством, переоснащения существующих мощностей современным оборудованием. Доклады были представлены от ОАО «АО Спецэлектрод», ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Ижорского филиала «Инстрэл», ООО НПЦ «Сварочные материалы», ОАО «Стройтрансгаз», Донского ГТУ, ЗАО НПФ «ИТС», ОАО «Межгосметиз-Мценск, ООО «Технопром», ЗАО «Ферросплав», ООО «Институт ВНИИСТ», ООО «Сычевский электродный завод», ООО «Созим», ЗАО «Кубаньгазстрой», ОАО «ММК-Метиз», ЗАО «ЭЛЗ», ЗАО «Свама», ООО «Ротекс», Орловского завода ЗАО «Северсталь-Метиз» (Россия), ИЭС им. Е. О. Патона, ОАО «Электромашиностроительный завод фирма «СЭЛМА», ООО «Велма», ГП ОЗСМ ИЭС им. Е. О. Патона, ТМ «Велтек» (Украина).

Среди докладов, не вошедших в сборник, следует отметить следующие.

Н. Б. Кораблев, инженер ОАО «Северсталь-Метиз», рассказал об изменениях, произошедших в деятельности компании за последние годы. Компания создана в 2004 г. путем слияния трех заводов: ОАО «ЧСПЗ» (г. Череповец), ОАО «ОСПАЗ» (г. Орел) и ООО «Волга-Метиз» (г. Волгоград). В 2006 г. она получила международный статус благодаря заключению сделок по приобретению акций украинского предприятия «ДнепрOMETIZ» (г. Днепрпетровск) и британской компании «Carrington Wire Limited). Сегодня «Северсталь-Метиз» занимает лидирующее положение в российской отрасли (около 30 % рынка), является крупнейшим экспортером металлоизделий из России в страны Европы (порядка 53 % общего объема экспорта).

Ю. В. Кусков, председатель Совета директоров ОАО «АО Спецэлектрод», рассказал о концептуальных направлениях в деятельности предприятия за последние годы. Первое из них связано с разработкой и освоением производства электродов-аналогов западных производителей. Так поступает в России ЭСАБ. Он, производя электроды в России, широко использует отечественные товарные знаки и марки. ОАО «АО Спецэлектрод» намерен поступать также и уже зарегистрировал такие товарные знаки, как ОБ и ОК. Во-вторых, имеются планы по созданию новых марок электродов с принципиально новым качеством, которые трудно продублировать. И здесь «Спецэлектрод» опирается на имеющиеся мощности по производству специальных сталей. Разработаны новые электроды серии ОЗЛ-300, отличающиеся высокой рентабельностью. В-третьих, учитывается, что рынок сварочного оборудования менее конкурентоспособен, чем рынок сварочных материалов. Поэтому используются собственные машиностроительные мощности, объединение компании «Спецэлектрод» загружает их производством сварочного оборудования, прежде всего источников питания широкой номенклатуры. Заказчику предлагается комплексный товар «источник+материалы». В планах освоение новых типов оборудования, включая инверторную технику.

На ОАО «АО Спецэлектрод» уделяют должное внимание также участию своих специалистов в качестве экспертов в работе ряда комиссий МИС и ЕФС. Это позволяет более целенаправленно работать в части гармонизации свойств выпускаемых материалов к требованиям западного рынка. Учитывая перспективу вступления во ВТО вопросы качества и цены приобретают особую актуальность. За последние годы ОАО «Спецэлектрод» удалось найти резервы по существенному снижению затрат на производство электродов и

повысить норму прибыли. В частности, сокращено число работающих на предприятии с 1,5 до 1,1 тыс. человек. Предлагается дальнейшее сокращение персонала при одновременном повышении производительности труда.

Объединением накоплен опыт по созданию торговых сетей. Широкая служба маркетинга и впредь будет развиваться. Будет сделан упор на плавный переход к развитию сети представительств «Спецэлектрода» и дилеров по всем регионам России и СНГ. Осуществлена легализация прав акционеров ОАО «АО Спецэлектрод» на собственность. Имеется ввиду оформление документов на приватизацию зданий, сооружений всех четырех предприятий, а также выкуп земли, на которой они размещены. Это позволило резко капитализировать собственность компании, благодаря чему появилась возможность кредитования на десятки миллионов долларов. В планах эмиссия акций для привлечения капитала и дальнейшей реконструкции предприятий. Рост финансовой мощи и привлечение больших финансовых инвестиций особенно важны в период вступления во ВТО.

П. Н. Погребной, начальник электродного производства ОАО «Сумское НПО им. М. Ф. Фрунзе»), рассказал об энергосберегающих технологиях, используемых на предприятии при производстве покрытых электродов. В объединении традиционно предъявляются высокие требования к качеству сварочных материалов, что обусловлено номенклатурой производимого оборудования (для атомных электростанций, объектов нефте- и газодобычи, химической промышленности, магистральных газо- и нефтепроводов).

Сегодня электродное производство объединения представляет собой современный производственный модуль с замкнутым технологическим циклом по классической схеме. Основные единицы оборудования были поставлены в конце 1980-х годов швейцарской фирмой «Манса Судаж». Аналогичное оборудование примерно в то же время было поставлено этой же фирмой в Волгодонск, Ижору, Казахстан, а немного позже в Сычевку, Смоленской обл. Из-за резкого подорожания энергоносителей за последние два года пришлось серьезно заниматься проблемой их экономии. Прежде всего для создания нормального температурного режима 80% наружного остекления заменили утепленными панелями «сэндвич», произвели капитальный ремонт оставшегося остекления. Кроме того, для создания необходимого микроклимата на базе серийно выпускаемых в объединении бытовых газовых котлов созданы индивидуальные автономные системы обогрева с регулированием температуры в широких диапазонах. Эти системы применяют для термостатирования жидкого стекла, обогрева помещений оп-

рессовки, сушки электродов и термоконстантного склада готовой продукции. Камера предварительной сушки (проявления) разработана специалистами объединения и построена над камерными печами для термообработки электродов. Камера имеет перфорированный пол, что позволяет использовать вторичное тепло от прокалочных печей и таким образом, экономить энергоресурсы. Камера оборудована автономной системой обогрева, действующей круглый год, и дополнительно подключена зимой к центральной отопительной системе. Для удаления влаги из камеры смонтирована специально разработанная система вентиляции, исключающая образование турбулентных потоков воздуха.

Для хранения электродов, предназначенных для сварки ответственных конструкций, был построен термоконстантный склад с автономной и центральной системами отопления, где постоянно поддерживается температура не менее 25...30 °С и влажность не более 50 %. Такие условия хранения в сочетании с надежной упаковкой обеспечивают неизменное качество электродов в течение длительного времени их хранения. Внедрение индивидуальных систем обогрева на самых ответственных производственных участках, постройка термоконстантного склада хранения электродов и камеры проявления, утепление здания цеха панелями «сэндвич» позволили в два раза снизить затраты на обогрев помещения цеха.

Пересмотрены были также технологические режимы варки и доводки жидкого стекла. Силикатная глыба перед разваркой тщательно моется, что позволяет потом снизить затраты энергии при ее фильтрации, а оптимально подобранные режи-

мы, а именно давление пара, время разварки, масса загружаемой в автоклав силикатной глыбы и очищенной воды позволяют получить стекло с заданными параметрами и значительно экономить энергоресурсы при его доводке.

Термообработка — основная статья расхода электроэнергии при производстве электродов с основным покрытием. Печи на предприятии камерные, поставлены фирмой «Манса Судаж» вместе с основными единицами оборудования производства электродов. Здесь, помимо использования вторичного тепла, для проявления электродов применяется: строгая наладка работы всех зон печи, в том числе нагревателей и вентиляторов; оптимальная загрузка печей применительно к каждому диаметру электродов; оптимальные режимы термообработки.

С целью экономии энергоресурсов при прокатке электродов перед их непосредственным использованием, сохранения качества электродов при транспортировке и хранении в кладовых с соответствующим климатом, удобства применения в монтажных условиях разработана технология и внедрена вакуумная упаковка электродов в специальные многобарьерные полимерные пленки. Широкие промышленные испытания электродов в вакуумной упаковке в течение трех месяцев в действующих цехах, на монтаже в климатических условиях Тюмени, Казахстана, Туркмении и Ирана дали положительные результаты. При этом только затраты на повторную прокатку электродов перед применением превышают затраты на вакуумную упаковку. Испытание электродов в вакуумной упаковке, помещенных на 2



месяца в аквариум с водой, показали, что их влажность остается неизменной.

Таким образом, внедрение перечисленных выше мероприятий позволило электродному производству ОАО «Сумскому НПО им. М. В. Фрунзе» при той же производственной программе снизить потребление электроэнергии на 30, газа на 40 %, теплоэнергии в 2 раза.

А. А. Чуларис, проф., д-р техн. наук Донского ГТУ, рассказал об особенностях сертификации и оценке качества сварочных электродов. В этой части возникают проблемы организационно-методического характера. Их много, но выступающий остановился на некоторых, наиболее явных.

Сложности возникают при аттестации материалов разных производителей. Это обусловлено тем, что обычно прокатку электродов делают в соответствии с рекомендациями производителей. Но, если проанализировать нормативную документацию различных объектов, подведомственных Ростехнадзору, то обнаруживается, что нельзя аттестовать разных производителей в одинаковых условиях, ибо, если это котельно-энергетическое оборудование — там одни межпрокаточные сроки и температурно-временные условия, а у нефтяников и газовиков — другие. Некоторые ведомственные нормативы допускают увеличение количества прокаток, что может вызвать снижение прочности покрытия за счет разрушения его поверхности. Назрела необходимость создания методического подхода. И здесь свое слово могут сказать потребители сварочных материалов совместно с производителями. Необходим тот оптимум, который действительно даст возможность объективно оценить этот параметр.

Относительно разнотолщинности покрытий, то есть намерения обеспечить точность измерения до 0,01 мм, однако нет соответствующей методики. Оценка импортных электродов разных ведущих поставщиков (КБ СТИЛ, Бёллер, Тиссен, ЭСАБ, Линкольн) показывает, что после удаления черепка покрытия остаточная толщина покрытия на стержнях совершенно разная, и она имеет больший диапазон. Поэтому необходима разработка более объективных методик с использованием емкостных либо индуктивных датчиков.

Методика оценки прочности покрытия устарела. При опускании электрода плашмя на плиту не удастся избежать эффекта косоугольного соударения на участке перехода к свободному концу электрода (токоподводу). Для электродов разного диаметра имеет место различная кинетическая энергия соударения. Необходимо совершенствование методики с учетом того, что электрод с покрытием при сварке используется в статических условиях.

Что касается оценки сварочно-технологических свойств, то в существующей методике, описанной в РД 03613 (2003 г.), применяется балльная

оценка, учитывающая легкость возбуждения дуги, горения дуги и т. д. и т. п. Известно, что дугу можно возбуждать клевком, чирканьем, в то же время в большинстве документов оговорено именно чирканье. И это имеет основание, поскольку реальная поверхность изделия имеет шероховатость и при чиркании возникает множество коротких замыканий и более короткий переход к естественному горению дуги. Важен также тип источника (на переменный или постоянный ток). Для испытания большинства рутиловых электродов может быть использован любой тип источника, а для электродов основного вида — обычно источник постоянного тока. Необходим учет напряжения холостого хода источника. Ведь есть обоснования в необходимости учета соотношения $U_d/U_{xx} = 1/1,8...1/2,5$. Следует учитывать также вольт-амперную характеристику источника, интенсивность нарастания тока после короткого замыкания, а также индуктивность сварочной цепи. Поэтому необходимы четкие методические указания по конкретным границам параметров источника питания при проведении испытаний сварочно-технологических свойств электродов.

Относительно учета содержания водорода также существует неопределенность. Нигде не описаны требования: для каких электродных материалов следует проводить испытания на содержание водорода в наплавленном металле.

В прениях на конференции выступили д-р техн. наук В. Н. Шлепаков, канд. техн. наук И. Р. Явдошин (ИЭС им. Е. О. Патона), Н. Н. Махрушан (Администрация Краснодарского края), д-р техн. наук А. А. Чуларис (Донской ГТУ), П. И. Моисеенко (Орловский завод «Северсталь-Метиз»), В. Г. Лозовой, В. М. Дзюба (ООО «НТЦ «Сварочные материалы»). Они отметили состоявшуюся конференцию как успешную благодаря ее деловитости, конструктивному характеру и конкретике. Вместе с тем был высказан ряд пожеланий на будущее в работе ассоциации. Желательно структурировать доклады, выносимые на конференцию, по отдельным проблемам. Кроме того, если они присутствуют на бумажном носителе, в выступлениях их следует подавать тезисно, что позволит больше времени уделить обсуждению основных результатов. Ассоциации следует искать такие принципы подготовки и проведения конференция, которые обеспечат откровенный обмен информацией для выработки новых технологических решений. Важно активное участие ассоциации в совершенствовании нормативно-технологической базы в области сварочных материалов и их сертификации. Ассоциация накопила положительный опыт работы и назрела необходимость создания своего сайта для оперативного размещения материала по текущим техническим и организационным вопросам разных направле-

ний. Полезно организовать также издание информационного листка, например, с разделами: сырьевые материалы—оборудование—новые разработки материалов.

Участники с удовлетворением отметили полезность состоявшего обмена мнениями по проблемам, изложенным в докладах и одобрили большую работу, выполненную бывшим президентом ассоциации (А. И. Бугаев), исполнительным директором ассоциации (П. В. Игнатченко), генеральным директором (В.М. Дзюбой), зам. директора (В. Г. Лозовым), главным бухгалтером (О. М. Дзюба, Ю. М. Бориевой) ООО НПЦ «Сварочные материалы» по организации и проведению конференции, а также изданию сборника докладов. Был подчеркнут весомый вклад ассоциации в развитие производства сварочных материалов стран СНГ, создание и оснащение производств технологическим оборудованием, внедрение новых технологических процессов по их изготовлению, развитие сырьевой базы, осуществление

сертификации продукции, систем управления качеством, технических регламентов. Все это положительно отразилось на состоянии сварочного производства стран СНГ. Отмечена важность и полезность представленных на конференцию докладов и сообщений, которые рекомендованы производителям сварочных материалов для практического использования в своей повседневной деятельности. Ассоциация «Электрод» в ближайшие годы намечает разработку новых конкурентоспособных сварочных материалов, соответствующих уровню ведущих зарубежных фирм, которые будут разрабатываться двумя путями: индивидуально собственными силами с привлечением сторонних организаций или совместно двумя-тремя предприятиями-изготовителями сварочных материалов. Важнейшим направлением деятельности предприятий производителей сварочных материалов является доведение качества выпускаемых ими материалов до уровня, соответствующего требованиям ВТО.

Поступила в редакцию 22.08.2007

СВАРОЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВОГО ФЛЮСА МАРКИ АН-47ДП

А. В. ЗАЛЕВСКИЙ, В. И. ГАЛИНИЧ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)
Н. Я. ОСИПОВ, В. И. НЕТЯГА, О. П. КИРИЧЕНКО, инженеры
(ОАО «Запорож. з-д сварочных флюсов и стеклоизделий»)*

Изложены результаты испытаний нового плавящего флюса, предназначенного для сварки высокопрочных низколегированных сталей. Флюс, изготовленный по методу двойного рафинирования и получивший марку АН-47ДП, разрабатывался в рамках инновационного проекта Технопарка «ИЭС им. Е. О. Патона».

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированные стали, пемзобидный плавящий флюс, формирование металла шва, отделимость шлаковой корки, узкая разделка, ударная вязкость, производство, двойное рафинирование

Непрерывным условием успешной работы предприятия в рыночной экономике является постоянное обновление продукции. В рамках инновационного проекта Технопарка Институтом электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины совместно с ОАО «Запорожский завод сварочных флюсов и стеклоизделий» разработан новый плавящий флюс марки АН-47ДП и технология его промышленного производства. Новый флюс, являющийся усовершенствованным вариантом флюса марки АН-47, широко используемого для сварки низколегированных сталей повышенной прочности [1], предназначен для качественного формирования металла швов в специфических условиях сварки — в узкую разделку, при высоких скоростях, угловых соединений и обеспечения стой-

кости металла швов против хрупкого разрушения, оцениваемой по энергии удара 47 Дж при $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и 27 Дж при $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ в соответствии с требованиями ISO 14171 [2].

Ниже приведены результаты испытаний свойств флюса АН-47ДП применительно к сварке толстолистового низколегированного проката, где наряду с ударной вязкостью металла швов особо важное значение имеет отделимость шлаковой корки. Для испытаний использовали технологию многослойной односторонней сварки и сварочные проволоки марок ИМТ 9, ИМТ 6 и ИМТ 9Si диаметром 4 мм, предложенные польской фирмой «Multimet». Эти проволоки по классификации ISO 14171:2000 ([2], табл. 5А) соответствуют маркам S2, S2Mo, S2Si. Для сравнения использовали также отечественную сварочную проволоку марки Св-08Г2С диаметром 3 мм, соответствующую по этому стандарту марке SU31 ([2], табл. 5В). Химические составы проволок, основного металла

Таблица 1. Химические составы основного металла, сварочных проволок и металла швов, мас. %

Марка материалов	C	Si	Mn	S	P	Mo
Сталь 09Г2С (данные сертификата качества)	0,12	0,56	1,30	0,021	0,018	—
Проволока (данные сертификата качества)						
ИМТ 9 (S2)	0,01	0,07	1,00	0,015	0,017	—
ИМТ 6 (S2Mo)	0,09	0,13	1,02	0,022	0,008	0,477
ИМТ 9Si (S2Si)	0,09	0,20	0,98	0,010	0,011	—
Св-08Г2С	0,06	0,87	1,88	0,017	0,023	—
Металл швов (при сварке проволокой)						
ИМТ 9	0,059	0,316	1,30	0,025	0,017	—
ИМТ 6	0,051	0,378	1,37	0,031	0,012	0,350
ИМТ 9Si	0,053	0,430	1,38	0,022	0,013	—
Св-08Г2С	0,057	0,932	2,01	0,025	0,024	—
Основной металл сталь 09Г2С	0,110	0,604	1,45	0,019	0,021	—

* В работе принимал участие инж. Р. Н. Баранник.

(сталь 09Г2С толщиной 40 мм) и металла швов представлены в табл. 1.

Особенностями технологии сварки являлись скос кромок под 20° и подварка корня шва с использованием проволоки Св-08Г2С в смеси аргона (82 %) и углекислого газа (18 %), при этом ширина технологического шва составляла около 4 мм. Как показали результаты предварительных экспериментов с использованием высококремнистых марганцевых флюсов марок АН-348-А и АН-60, такая технология сварки отрицательно повлияла на отделимость шлаковой корки из узкой разделки. Поэтому нами были проведены специальные исследования по отделимости шлаковой корки флюса АН-47ДП из узкой разделки.

Испытывали флюс промышленного производства, показатели качества которого соответствовали ТУ У 05416923.049–99 и ГОСТ Р 52222. Перед сваркой его просушивали при температуре 300°C в течение трех часов при толщине слоя флюса в противне 30...40 мм. Качество сушки флюса контролировали по количеству и размерам пор в шлаковой корке, полученной при наплавке валика на зачищенную поверхность пластины при напряжении дуги 43 В (согласно рекомендации ТУ У 05416923.049–99). Контроль пор в шлаковой корке не выявил.

Как известно, отделимость шлаковой корки флюса при сварке не является стандартизированным показателем его качества, поэтому отсутствует и единая методика ее оценки. Однако плохая отделимость корки увеличивает затраты ручного труда, времени и материалов при изготовлении сварной конструкции. Поэтому при выборе флюса для сварки в разделку отделимость шлака оценивают, как правило, только качественно в каждом конкретном случае сварки. Так, принято считать, что флюс имеет хорошую отделимость, если на простроганной поверхности стальной пластины корка отделяется от поверхности металла шва самопроизвольно, без применения каких-либо инструментов (молотка, зубила и т. п.). Почти все существующие флюсы отличаются такой способностью при сварке нелегированных или низколегированных сталей, поскольку такие флюсы обеспечивают хорошую стабильность дугового процесса и не содержат в своем составе компонентов, способных образовывать на поверхности контакта шлака с металлом химические соединения с кристаллической решеткой последнего. Кроме того, на отделение шлака благоприятно влияет отсутствие ограничений для растекания шлака по поверхности жидкого металла сварочной ванны. Однако при сварке стыков с глубокой разделкой, характерных для конструкций из толстостенного проката, ситуация существенно ухудшается — корка с первого прохода в большинстве

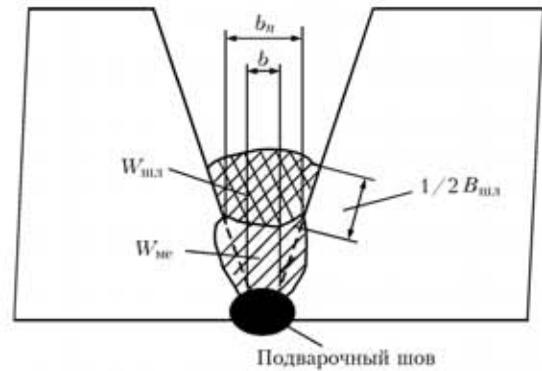


Рис. 1. Схема заполнения металлом шва и шлаковой коркой разделки стыка (обозначения см. в тексте)

случаев сварки без применения инструмента не удаляется из стыка.

Из анализа схемы образования металла шва и шлаковой корки в разделке стыка (рис. 1) следует, что ширина $B_{шл}$ площади контакта шлака со стенками разделки зависит от объема $W_{шл}$ и ширины металла шва в самом узком месте разделки (параметра b_n). Однако при постоянстве тока и скорости сварки объем шлака $W_{шл}$ является функцией напряжения дуги U_d , следовательно, при $b = \text{const}$ возрастание U_d увеличивает ширину $B_{шл}$ и, таким образом, ухудшает отделимость шлаковой корки. Кроме того, в общем случае причины ухудшения отделения шлака могут быть следующие: плохое формирование металла шва (наличие подрезов, острых углов по линии перехода, выступов и «гребенок» по оси шва), что обуславливает механическое заклинивание шлака; влияние коэффициента линейного расширения шлака; прилипание корки к поверхности металла шва, обусловленное химическими составами сварочных материалов.

Как показывает практика, наиболее трудно корка удаляется из самой глубокой части стыка с наименьшим расстоянием между его стенками. Спроецировав перечисленные выше факторы на описываемый случай сварки, можно предположить, что именно прилипание корки к поверхности стенок стыка является решающим фактором, влияющим на отделимость шлаковой корки при сварке в узкую разделку, поскольку используемые сварочные материалы при отсутствии разделки проблем с отделением шлака не имели. Из этого следует, что при постоянстве режима сварки объем шлака также постоянный и ширина $B_{шл}$ зависит только от ширины шва предыдущего прохода, т. е. расстояния между стенками стыка, измеряемого по поверхности наплавленного металла (параметр b_n) и напряжения дуги.

С целью проверки сделанного предположения была проведена наплавка валиков в канавки специального образца из стали 09Г2С, который имитировал реальный стык с глубокой разделкой (рис. 2). Канавки имели разный исходный

Таблица 2. Режимы сварки и результаты испытаний флюса АН-47ДП на отделимость шлаковой корки

№ шва-прохода (параметр соединения $b_{ш}$, мм)	№ участка	$U_{ср}$, В	$I_{ср}$, А	v , м/ч	Формирование шва	Отделимость шлаковой корки	Средняя толщина наплавленного слоя, мм	Марка проволоки (диаметр, мм)
1-1 (4)	1	30	550...600	31,5	Отличное	Удовлет.	4	Св-08ГА (4)
	2	34				Неуд.	4	
	3	38				Удовлет.	—	
	4	42				Неуд.	—	
1-2 (6,9)*	1	29	550...600	31,5	Отличное	Отличная	4	
	2	30				» »	4	
	3	31				Удовлет.	3,5	
	4	32				» »	3	
1-3 (9,5)*	1	29	550...600	27,8	Отличное	Неуд.	2	
	2	30				Отличная	2	
	3	31				Удовлет.	2,5	
	4	32				Неуд.	2,5	
1-4 (11,3)*	1	31	550...600	27,8	Отличное	Отличная	2	
	2	32				» »		
	3	33				» »		
	4	34				» »		
1-5 (12,8)*	1	32	550...600	27,8	Отличное	Отличная	1,5	
	2	33				» »		
	3	34				» »		
2-1 (5)	1	28	550...600	31,5	Отличное	Отличная	4	
	2	29				» »		
	3	30				Удовлет.		
	4	31				Неуд.		
3-1 (4)	1	30	550...600	31,5	Отличное	Неуд.	4	
	2	31				» »		
	3	32				Удовлет.		
	4	33				» »		
3-2 (6,9)*	1	29	550...600	31,5	Отличное	Отличная	3	
	2	30				» »		
	3	31				Удовлет.		
	4	32				Неуд.		
3-3 (9,1)*	1	30	550...600	31,5	Отличное	Отличная	2,5	
	2	31				» »		
	3	32				» »		
	4	33				Удовлет.		
3-4 (10,9)*	1	31	550...600	31,5	Отличное	Отличная	1,5	
	2	32				» »		
	3	33				» »		
	4	34				» »		
4-1 (4)	1	28	400...450	24,6	Отличное	Удовлет.	Не опр.	Св-08Г2С (3)
	2	29				» »		
	3	30				» »		
4-2	1	28	500...550	24,6	Отличное	Отличная	» »	
	2	29				Удовлет.		
	3	30				Неуд.		
4-3	1	28	500...550	24,6	Отличное	Отличная	» »	
	2	29				» »		
	3	30				» »		
5-1 (5)	1	29	500...550	24,6	Отличное	Удовлет.	» »	
	2	30				» »		
	3	31				» »		
5-2	1	29	550...600	27,8	Неуд.	Неуд.	» »	
	2	30				» »		
	3	31				» »		

* — расчетное значение.

параметр ($b = 4$ и 5 мм), что позволяло изучить отделимость шлака при наихудших условиях сварки, т. е. при наименьших значениях параметра b , и в широком диапазоне напряжения на дуге

и определить оптимальный режим сварки, при котором достигаются наилучшие условия отделения шлака.

С целью соблюдения одинаковых условий наплавки канавка была разделена на четыре участка длиной 150 мм, на каждом из которых режим наплавки отличался от предыдущего только более высоким напряжением дуги (см. табл. 2). Большую часть канавок наплавляли проволокой диаметром 4 мм (Св-08ГА), несколько канавок (для сравнения) заваривали проволокой диаметром 3 мм (Св-08Г2С); значение тока (постоянного, обратной полярности) было неизменным на протяжении одного прохода одной канавки и составляло 550...600 А при сварке проволокой диаметром 4 мм и 500...550 А для проволоки диаметром 3 мм. Скорость сварки при выполнении прохода была постоянной на всем протяжении канавки, однако изменялась на разных проходах в зависимости от предыдущих результатов наплавки. Она была максимальной на первом проходе (31,5 м/ч для проволоки диаметром 4 мм) и минимальной на последнем (24,6 м/ч для проволоки диаметром 3 мм). На всех проходах вылет электрода составлял 40 мм.

Отделимость шлаковой корки из разделки оценивали по трехбалльной системе: отличная — отделение шлака без применения инструмента; удовлетворительная — с применением инструмента без значительного усилия; неудовлетворительная — с применением инструмента и значительных усилий. На каждом проходе также по трехбалльной системе оценивали качество формирования металла швов: отличное — поверхность шва чистая, без подрезов, наплывов и других дефектов формирования; удовлетворительное — незначительное количество мелких неровностей на поверхности шва; неудовлетворительное — шов неровный с подрезами или наплывами.

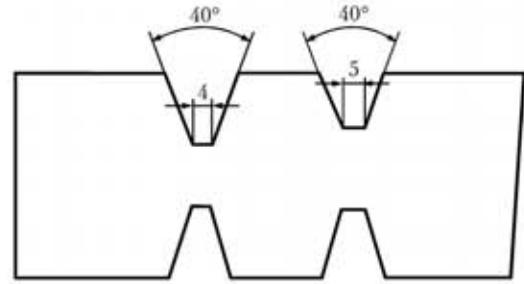


Рис. 2. Сечение пробы для определения отделимости шлаковой корки

Как видно из результатов испытаний флюса АН-47ДП на отделимость шлаковой корки, представленных в табл. 2, а также из рис. 3 и 4, с повышением напряжения на дуге при сохранении остальных условий сварки отделимость шлаковой корки ухудшается. Так, при выполнении первого прохода в канавке с параметром $b_0 = 4$ мм на первом участке ($U_d = 30$ В) корка заполнила примерно 1/3 объема разделки (рис. 3, а), на втором ($U_d = 34$ В, рис. 3, б) — 2/3, третьем ($U_d = 38$ В, рис. 3, в) — 4/5 и на четвертом ($U_d = 42$ В, рис. 3, г) корка вышла за пределы разделки. При этом на первом участке корка удалялась практически самопроизвольно, на остальных это требовало значительных усилий. Формирование шва на первом и втором участках было практически одинаково хорошим — без дефектов, с плавным переходом к стенке стыка, причем поверхность шва была вогнутой и гладкой (рис. 3, д, е). Ширина площади контакта шлака со стенкой стыка на корке первого участка составила менее 2 мм (рис. 4, а), на втором — около 4 мм, на остальных участках этот параметр определить не удалось из-за полного разрушения корки при удалении. Следует отметить, что при хорошей отделимости шлаковой корки из разделки последняя, как правило,

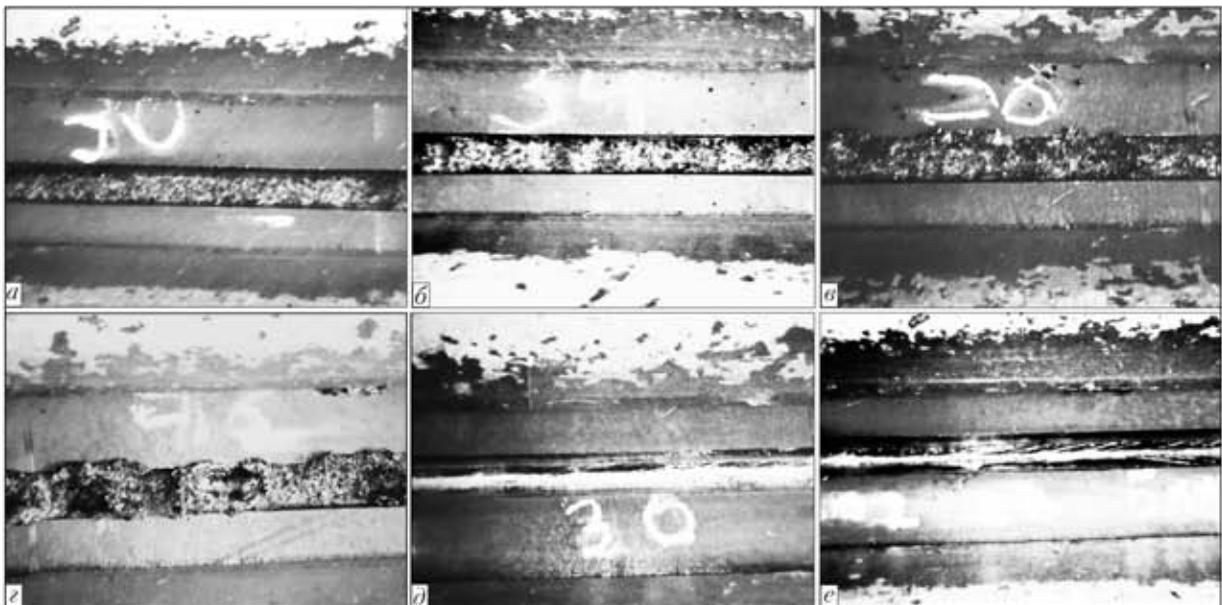


Рис. 3. Внешний вид внутренней поверхности шлаковой корки (а-г) и металла шва (д, е) (описание в тексте)

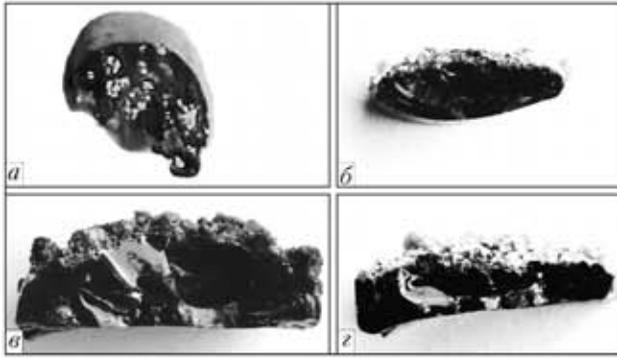


Рис. 4. Вид шлаковой корки при различном характере ее отделимости: *a* — отличная ($U_d = 30$ В, $b_0 = 4$ мм, № 1-1); *b* — отличная ($U_d = 34$ В, $b_3 = 4$ мм, № 1-4); *c* — неудовлетворительная ($U_d = 30$ В, $b_0 = 4$ мм, № 3-2); *z* — удовлетворительная ($U_d = 31$ В, $b_0 = 4$ мм, № 3-2)

имеет выпуклую (эллипсоидную) форму (рис. 4, *a*, *b*). При образовании плоской поверхности шва внутри разделки корка имеет угловатую форму (рис. 4, *c*, *z*) и отделяется, как правило, с затруднениями. Плохая отделимость шлаковой корки на четвертом участке обусловлена прежде всего неудовлетворительным формированием шва — по оси шва появились горбы и наплывы, а также подрезы и несплавления. Очевидно, что с повышением напряжения дуги в узкой разделке снижается стабильность процесса ее горения и, как следствие, ухудшаются формирование шва и отделимость корки. Следовательно, при данных размерах разделки хорошую отделимость шлака следует ожидать при меньшем напряжении дуги или увеличении параметра b . Для уточнения этого предположения были проведены расчеты ширины поверхности наплавленного слоя металла (параметров b_n) для каждого направленного слоя по формуле: $b_n = (0,3640 \cdot 2h) + b_0$, где $0,3640 = \operatorname{tg} 20^\circ$; h — толщина наплавленного слоя металла. Из данных табл. 2 видно, что по мере заполнения разделки наплавленным металлом (при наложении следующего прохода или уменьшении скорости сварки) параметр b увеличивается и при постоянстве U_d отделимость шлаковой корки улучшается (проходы № 3-2, 3-3, 3-4). Такая же закономерность наблюдалась и при сварке проволокой диаметром 3 мм. Однако это справедливо только при стабильном режиме свар-

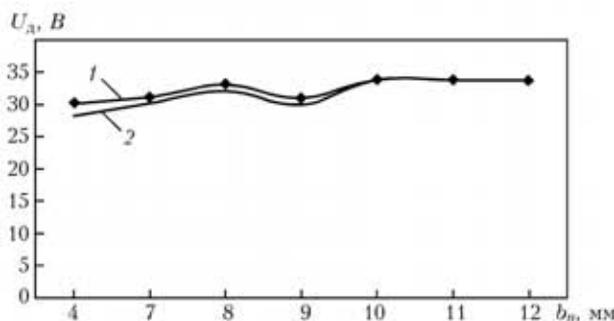


Рис. 5. Зависимость предельного значения U_d от параметра b_n : 1 — удовлетворительная отделимость; 2 — отличная

ки — в противном случае отделимость корки ухудшается (проходы № 4-1, 5-1, 5-2).

Характерно, что для каждого значения параметра b существует предельное значение U_d , выше которого наблюдается ухудшение отделимости корки (рис. 5). Так, установлено, что для $b_n = 4 \dots 5$ мм напряжение U_d составляет 29...30 В, что подтверждают результаты наплавки первого прохода № 1-1, 3-1 ($b = 4$ мм) и № 2-1 ($b = 5$ мм): во всех наплавках отделимость корки самопроизвольная или легкая при $U_d \leq 30$ В. При этом форма поверхности шва была вогнутой, с плавным переходом к основному металлу.

Для сравнения характера отделимости шлаковой корки флюса АН-47ДП с таковым других флюсов, сваривали канавки с $b_0 = 4$ и 5 мм при напряжении дуги 29, 30, 31 и 32 В под флюсами АН-60 и АН-348-А. Во всех случаях сварки первого прохода корка отделялась с помощью инструмента при значительных усилиях, несмотря на хорошее формирование металла швов на первых участках канавки. При этом объем шлака в разделке во всех случаях заметно больше, чем при сварке под флюсом АН-47ДП. Вследствие плохой отделимости определить ширину площади контакта шлака $V_{шл}$ со стенками стыка не удалось. Полученный результат указывает, очевидно, на то, что при одинаковом режиме сварки объем расплавленного в единицу времени флюса для разных марок флюсов различен и, следовательно, лучшую отделимость шлаковой корки из разделки обеспечивает флюс с минимальным значением указанного объема, поскольку в этом случае ширина $V_{шл}$ минимальная.

С учетом полученных результатов исследований сварку контрольных стыков выполняли по следующей технологии: корень шва заваривали проволокой Св-08Г2С в смеси 82 % Ag + 18 % CO_2 , а затем выполняли проходы под флюсом (пять проходов с каждой стороны). Ток на всех проходах был неизменным (550...600 А для проволоки диаметром 4 мм и 500...550 А для проволоки диаметром 3 мм). Напряжение на дуге и скорость сварки для каждого прохода выбирали из табл. 2 и получали следующие значения: для проволоки диаметром 4 мм: первый проход 28...29 В и 27,8...31,5 м/ч; второй и третий — 29 В и 31,5 м/ч; четвертый — 29...31 В и 27,8 м/ч; пятый — 32 В и 24,6 м/ч.

Для проволоки диаметром 3 мм: первый — четвертый проходы — 29 В и 24,6 м/ч; пятый — 30...32 В и 21,7...27,8 м/ч.

При этом после выполнения каждого прохода шов охлаждался на воздухе до температуры ниже 200 °С, а с целью уменьшения деформации стыка пластины переворачивали и выполняли два последующих прохода. Полностью стык заваривали

Таблица 3. Показатели механических свойств сварных соединений, изготовленных под флюсом АН-47ДП на стали 09Г2С толщиной 40 мм проволоками фирмы «Multimet» IMT 9 (S2), IMT 6 (S2Mo), IMT 9Si (S2Si) и проволокой Св-08Г2С (SU31)

№ шва	Марка проволоки (диаметр, мм)	σ_r , МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	φ , %	Ударная вязкость КСЧ, Дж/см ² (энергия удара по ISO-V, Дж) при температуре			
						+20 °С	0 °С	-20 °С	-40 °С
1	IMT 9 (4)	409,8 415,3	501,1 500,0	25,3 30,3	63,5 66,0	138,2...148,4 (114,6)	84,0...139,7 (86,8)	51,3...92,8 (53,3)	42,7...48,6 (35,8)
2	IMT 6 (4)	492,7 505,2	586,3 587,4	23,7 24,7	59,1 59,8	105,3...116,6 (88,0)	90,0...118,5 (84,5)	73,0...83,8 (61,5)	57,4...71,2 (50,8)
3	IMT 9Si (4)	421,7 434,9	523,7 545,4	30,0 31,7	60,0 62,1	134,0...152,6 (117,0)	108,1...120,2 (89,8)	83,4...108,1 (51,4)	42,5...61,2 (39,8)
4	Св-08Г2С (3)	546,6 585,1	642,0 659,4	25,0 27,3	55,4 59,8	158,2...189,7 (140,3)	115,4...142,8 (99,9)	54,5...103,7 (61,3)	56,1...60,0 (46,6)

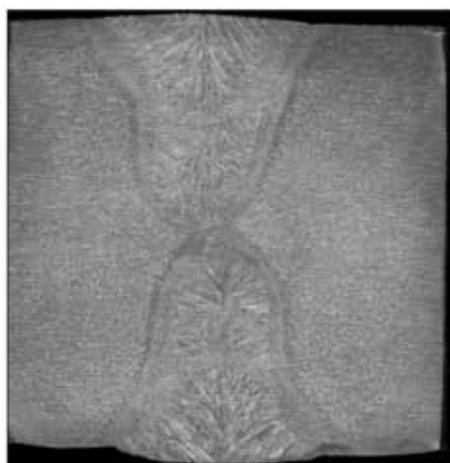


Рис. 6. Металл шва, сваренный под флюсом АН-47ДП с проволокой IMT 9 (пять проходов с каждой стороны)

за пять проходов с каждой стороны, при этом раскладку швов не применяли.

Сварка контрольных стыков показала, что выбранный режим обеспечивал хорошее формирование швов и легкую отделимость шлаковой корки уже на первом проходе. Благодаря физико-механическим свойствам шлака флюса АН-47ДП его корка растрескивалась при охлаждении на всех без исключения последующих проходах и отделялась самопроизвольно.

Процесс заполнения разделки на всех контрольных стыках отличался идентичностью режимов сварки и отсутствием пор, трещин и других дефектов в металле шва (рис. 6).

Показатели механических свойств полученных соединений были выше требуемого (47 Дж при -20 °С). Нейтральный характер шлаковой основы

флюсов, содержащих ZrO_2 , и ее способности противостоять образованию силикатных включений в металле швов [3] позволил при сварке под новым флюсом обеспечить необходимое легирование металла шва при использовании сварочных проволок, содержащих марганец или молибден. Так, если достигнутый уровень ударной вязкости превышал требуемый при всех вариантах сварки на 10...30 %, то для проволок с молибденом (МТ 6) и марганцем (Св-08Г2С) заданный уровень хладостойкости сохранился даже при более низкой температуре испытаний (-40 °С). Из этих данных следует, что применение флюса АН-47ДП вполне отвечает требованиям технологии многослойной однодуговой сварки толстостенного проката как в отношении сварочно-технологических свойств (бездефектное формирование швов, легкая отделимость шлаковой корки из глубокой канавки), так и показателей прочности, пластичности и стойкости металла швов против хрупкого излома.

Таким образом, новый плавный флюс марки АН-47ДП, изготовленный методом двойного рафинирования расплава, может быть рекомендован для производства сварных конструкций ответственного назначения из низколегированных сталей в сочетании с проволоками того же класса.

1. Флюс для сварки трубопроводов из низколегированных сталей повышенной прочности / А. В. Залевский, В. И. Галинич, В. В. Подгасцкий и др. // Автомат. сварка. — 1977. — № 3. — С. 49.
2. International standard ISO 14171:2002. Welding consumables — Wire electrodes and wire-flux combinations for submerged arc welding of non alloy fine grain steels — Classification.
3. Залевский А. В., Парфеско Г. И., Маркашова Л. И. О металлургической роли двуокиси циркония в сварочных флюсах // Автомат. сварка. — 1982. — № 4. — С. 54.

The paper gives the results of testing a new fused flux designed for welding higher strength low-alloyed steels. The flux, designated AN-47DP, was developed under the innovation project of the E.O.Paton Electric Welding Institute Technology Park. The flux is produced by the method of double refining.

Поступила в редакцию 25.06.2007

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЭЛЕКТРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ТРАМВАЙНЫХ РЕЛЬСОВ

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

Оценены триботехнические характеристики металла, наплавленного порошковыми проволоками аустенитного (ПП-АН202) и ферритного (ПП-АН203) классов, и стали М76. Установлено, что при сухом трении скольжения металла по металлу наилучшим комплексом эксплуатационных свойств отличается наплавленный металл аустенитного класса, способный к тому же упрочняться в процессе эксплуатации.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковые проволоки, триботехнические характеристики, износостойкость, восстановление трамвайных рельсов

В процессе эксплуатации трамвайных колес и рельсов, работающих в паре, в основном изнашиваются внутренние боковые поверхности головки или губы рельсов. Наиболее интенсивно процесс изнашивания происходит на криволинейных участках пути, где обычно устанавливаются желобчатые рельсы, срок эксплуатации которых в зависимости от интенсивности движения составляет 5–8 лет.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология восстановления рельсов непосредственно в пути [1], что значительно сокращает расходы на их эксплуатацию. Это стало возможным благодаря созданию новых порошковых проволок аустенитного (ПП-АН202) и ферритного (ПП-АН203) классов для наплавки трудносвариваемых высокоуглеродистых сталей без подогрева.

Требования, которые предъявляются к трамвайным рельсам, весьма противоречивы. Так, они должны иметь достаточную прочность, повышающуюся по мере увеличения площади поперечного сечения, и в то же время из соображений экономичности целесообразно добиваться снижения массы рельса. Для улучшения сцепления колес с рельсом поверхность катания должна быть достаточно шероховатой, хотя для уменьшения сопротивления движению она должна быть гладкой. Для лучшего сопротивления изгибу необходима жесткость рельса, а для снижения ударно-динамического воздействия колес — гибкость. Металл рельсов должен быть твердым, чтобы противостоять смятию и истиранию, но при этом вязким, чтобы не было изломов [2].

Определив характеристики износостойкости разработанных электродных материалов, можно в первом приближении оценить их работоспособ-

ность, не прибегая к длительным и дорогостоящим эксплуатационным испытаниям. С этой целью проведены исследования триботехнических характеристик металла, наплавленного порошковыми проволоками ПП-АН202, ПП-АН203, и стали М76, применяемой для изготовления трамвайных рельсов и колес.

Для оценки износостойкости и фрикционных свойств наплавленного металла использовали универсальный узел машины трения, предназначенный для лабораторно-экспериментальной оценки триботехнических характеристик пар трения при комнатной температуре [3]. Испытания проводили методом истирания лунок по схеме вал–плоскость без дополнительной подачи смазки в зону трения. Образцы для испытаний, вырезанные из верхних валиков наплавленного металла, имели размер 3×20 мм. Контртело диаметром 40 мм и шириной 12 мм изготовлено из стали М76, имеющей твердость *НВ* 180. При испытаниях образца определяли его износ по объему вытертой лунки, износ контртела — по разнице его массы до и после испытания, а также силу трения между образцом и контртелом.

По результатам предварительных экспериментов выбран следующий режим испытаний: скорость скольжения 0,06 м/с, нагрузка 29,5 Н, продолжительность испытания после приработки 35 мин. Такой режим обеспечивал стабилизацию триботехнических характеристик всех исследуемых металлов. Использование системы позиционирования образцов позволило повторять испытания каждого образца не менее трех раз на новом участке поверхности трения образца и новой дорожке трения контртела.

Образцы вырезали из металла, наплавленного модельными порошковыми проволоками ПП-Нп-ОП1, ПП-Нп-ОП2 диаметром 2,6 мм (таблица) на режимах, обеспечивающих хорошее формирование валиков непосредственно при наплавке рельсов (ток 400...450 А, напряжение 24...26 В, ско-

Химический состав (мас. %) рельсовой стали М76 и металла, наплавленного экспериментальными проволоками

Материал (марка проволоки)	C	Si	Mn	Cr	Ni+Mo+V	Ti
Основной металл (сталь М76)	0,780	0,20	1,00	—	—	—
Наплавленный металл:						
аустенитный (ПП-Нп-ОП1)	0,450	1,28	1,10	—	1,31	2,55
ферритный (ПП-Нп-ОП2)	0,504	0,45	10,04	9,82	2,15	—

рость наплавки не менее 30 м/ч). Экспериментальные проволоки обеспечивали состав металла, аналогичный получаемому при однослойной наплавке рельсов из стали М76 проволоками ПП-АН202 (ПП-Нп-ОП1) и ПП-АН203 (ПП-Нп-ОП2). Образцы стали М76 вырезали из головки трамвайного рельса.

Проанализировав полученные результаты, представленные на рис. 1–3, можно заключить, что наиболее высокие показатели износостойкости имеет металл аустенитного класса, наплавленный порошковой проволокой ПП-Нп-ОП1. Износ контртела при его испытании минимальный.

Износостойкость металла ферритного класса, наплавленного проволокой ПП-Нп-ОП2, близка к износостойкости рельсовой стали М76. Однако износ контртела в паре с образцом наплавленного металла в 4...5 раз меньше, чем контртела в паре с образцом из стали М76. Можно предположить, что при использовании для наплавки проволоки ПП-АН203 износостойкость восстановленных деталей из стали М76, работающих при трении металл по металлу, будет на уровне новых, при этом существенно уменьшится износ сопряженной детали.

Результаты исследований свидетельствуют об отсутствии прямой зависимости между коэффициентом трения и износостойкостью. С точки зрения улучшения сцепления трамвайных колес и рельсов наилучший результат дает наплавленный металл аустенитного класса, полученный с использованием порошковой проволоки ПП-Нп-ОП1, поскольку имеет наибольший коэффициент трения в паре с металлом из стали М76.

Сравнение поверхностей трения после испытаний показало, что существенных отличий между образцами из стали М76 и наплавленными проволоками ферритного класса нет. Поверхности износа имеют глубокие царапины (рис. 4, а, б). Шероховатость поверхностей, измеренная щуповым оптико-механическим профилометром, составляет 50...60 мкм.

На образцах, наплавленных проволокой аустенитного класса ПП-Нп-ОП1 и имеющих высо-

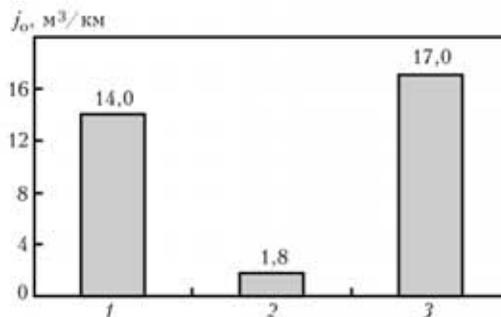


Рис. 1. Износостойкость образцов из стали М76 (1), наплавленного металла аустенитного (2) и ферритного (3) классов в паре с контртелом из стали М76

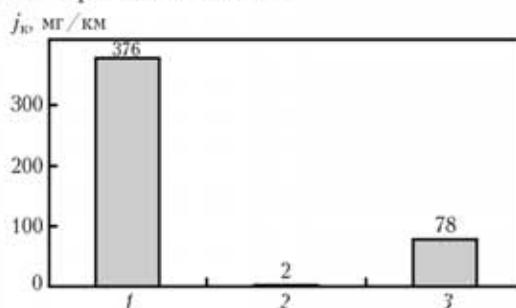


Рис. 2. Износостойкость контртела j_0 : 1 — М76+М76; 2 — М76+аустенитный металл; 3 — М76+ферритный металл

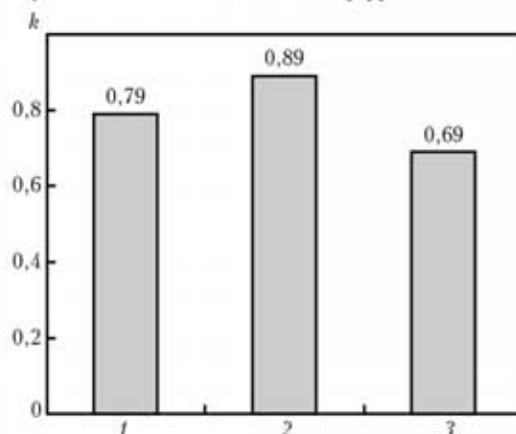


Рис. 3. Коэффициенты трения контртела из стали М76+М76 (1), М76+аустенитный металл (2) и М76+ферритный металл (3)



Рис. 4. Вид (X80) поверхности трения образцов из стали М76 (а), наплавленного металла ферритного (б) и аустенитного (в) классов

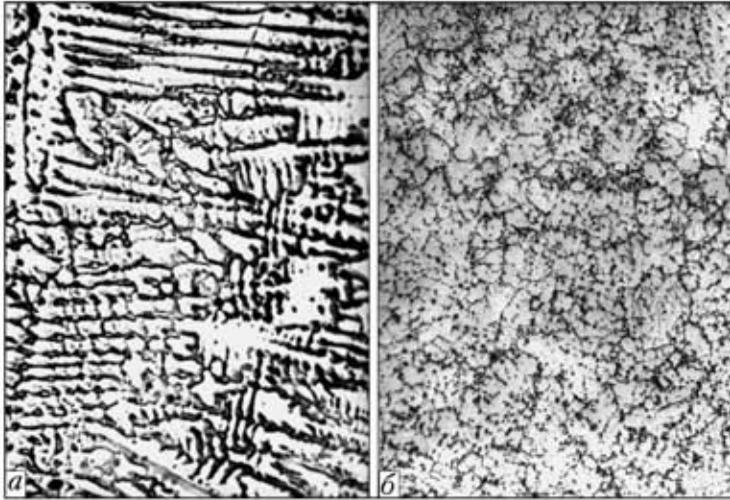


Рис. 5. Микроструктура ($\times 500$) металла, наплавленного порошковыми проволоками ПП-Нп-ОП1 (а) и ПП-Нп-ОП2 (б)

кую износостойкость, обнаружено минимальное количество царапин на поверхности трения (рис. 4, в), а их шероховатость — на уровне 5...10 мкм.

Исследования показали, что металл, наплавленный проволокой ПП-Нп-ОП1, имеет аустенитную структуру (рис. 5, а), а проволокой ПП-Нп-ОП2 — ферритную структуру с включениями мелких карбонитридов титана (рис. 5, б).

Tribotechnical characteristics of the metal deposited with flux-cored wire of austenitic (PP-AN202), and ferritic (PP-AN203) classes and steel M76 have been evaluated. It is established that at dry friction at metal sliding over metal the best set of service properties is found in the deposited metal of the austenitic class, which is, moreover, capable of strengthening during operation.

Твердость аустенитного наплавленного металла составляет $HV\ 200...230$, но под действием ударных нагрузок при эксплуатации рельсов она возрастает до $HV\ 500...530$. Ферритный наплавленный металл имеет твердость $HV\ 170...195$ и после воздействия ударных нагрузок ее значения не изменяются. Возможно, более высокая износостойкость аустенитного наплавленного металла объясняется способностью упрочняться в процессе эксплуатации.

Таким образом, исследования триботехнических характеристик при сухом трении скольжения металла по металлу показали, что наилучшим комплексом свойств отличается наплавленный металл аустенитного класса. Возможной причиной более высокой износостойкости аустенитного металла является его способность к упрочнению в процессе эксплуатации.

1. Каленский В. К., Черняк Я. П., Притула С. И. Восстановительная наплавка изношенных трамвайных рельсов // Сварщик. — 1999. — № 2. — С. 5.
2. Сосняц В. Г. Городские рельсовые пути и дороги. — М.: Стройиздат, 1965. — 335 с.
3. Рябцев И. И., Черняк Я. П., Осип В. В. Блочная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. — 2004. — № 1. — С. 18–19.

Поступила в редакцию 13.06.2007

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ ФОСФОРОМ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

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

Путем термодинамических расчетов определена вероятность образования фосфидов ряда легирующих элементов (V, Mo, Cr, Mn, Co, W, Al, Fe, Ni, Si). Исследования микроструктуры металла, наплавленного порошковыми проволоками, содержащими фосфор, ванадий и фосфор, молибден и фосфор, титан и фосфор, показали, что все упомянутые легирующие элементы способствуют сферондизации фосфидных включений сферической формы, что делает перспективным использование фосфора в качестве легирующего элемента в высоколегированных наплавленных материалах.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавленный металл, инструментальная сталь, фосфор, фосфиды, фосфидные эвтектики, термодинамические расчеты, перспектива

В работах [1–4] было показано, что фосфор может с успехом применяться в качестве легирующего элемента для улучшения триботехнических характеристик наплавленного металла типа низколегированных сталей. С учетом имеющегося опыта исследована возможность легирования фосфором наплавленного металла типа инструментальных сталей систем легирования Fe–Si–Mn–W–Cr–V, Fe–Si–Mn–Cr–Mo–V–Ni, Fe–Si–Mn–Cr–Mo–V–W. Установлено [4], что основная проблема, возникающая при этом, — это пониженная трещиностойкость наплавленного металла при содержании в нем фосфора более 1,2 мас. %. Причиной возникновения трещин является образование по границам зерен сплошной сетки фосфидной эвтектики, которая характеризуется повышенной твердостью и хрупкостью.

Известно, что фосфор в определенных пределах может растворяться в железе и одновременно образовывать включения фосфидной фазы в виде компактных фосфидов или фосфидных эвтектик [5]. В нелегированных сталях фосфор образует легкоплавкие хрупкие фосфидные эвтектики типа FeP–Fe₃P. В высоколегированных сталях некоторые легирующие элементы могут образовывать тугоплавкие фосфиды такие, как TiP (температура плавления 1962 °C), Ti₂P (1895 °C), CrP (1575 °C), Cr₃P (1482 °C), Co₂P (1361 °C) [6]. С целью повышения трещиностойкости и некоторых других эксплуатационных показателей наплавленного металла необходимо осуществлять его легирование и связывать фосфор в наиболее тугоплавкие фосфиды, которые при кристаллизации наплавленного металла выделялись бы в первую очередь и имели компактную форму.

Вероятность образования тех или иных фосфидов при одновременном легировании наплавленного металла несколькими элементами можно оценить с помощью термодинамических расчетов равновесия химических реакций их образования. Такие расчеты дают возможность проведения теоретического анализа различных технологических процессов без выполнения сложных и дорогостоящих экспериментов [7].

Для расчета изобарных потенциалов реакций образования фосфидов легирующих элементов выбран энтропийный метод. При наличии данных о термодинамических характеристиках исходных компонентов и образующихся продуктах реакции расчеты по этому методу относительно просты и достаточно достоверны. Изобарные потенциалы реакций образования фосфидов рассчитывали по уравнению из работы [7]

$$\Delta Z_T^0 = \Delta H_{298}^0 - T\Delta S_{298}^0.$$

Для расчетов по данной формуле необходимо знать энтальпию ΔH_{298}^0 образования фосфидов легирующих элементов и разность ΔS_{298}^0 между значениями абсолютных энтропий исходных элементов и образующихся фосфидов.

Изобарные потенциалы реакций образования фосфидов рассчитывали при комнатной температуре и температуре сварочной ванны (табл. 1). По данным И. И. Фрумина [8], при сварке низкоуглеродистой стали под флюсом АН-348А средняя температура T сварочной ванны составляет (1770 ± 100) °C, или 2043 К (округленно 2050 К).

Расчетные значения изобарных потенциалов образования фосфидов, полученные при двух различных температурах, наносили на диаграмму (рис. 1). Нанесение на диаграмму нескольких прямых для реакций дает возможность оценить направление реакции образования различных фосфи-

Таблица 1. Энтропии S_{298}^0 легирующих элементов [9], энтропии S_{298}^0 и энтальпии ΔH_{298}^0 их фосфидов [6, 10–13], а также изобарные потенциалы ΔZ_T^0 реакций образования фосфидов при 298 и 2050 К

Химический элемент	S_{298}^0 легирующих элементов, Дж/(моль·К)	Фосфид	S_{298}^0 фосфидов, Дж/(моль·К)	ΔS_{298}^0 Дж/(моль·К)	ΔH_{298}^0 кДж/моль	ΔZ_T^0 , кДж/(г·моль), при температуре, К	
						298	2050
Al	28,33	AlP	47,28	-22,14	-164	-157,40	-118,60
Mn	32,01	MnP	49,16	-23,94	-186	-178,86	-136,92
		Mn ₂ P	76,98	-28,13	-172	-163,62	-114,33
		Mn ₃ P	104,52	-32,60	-181	-170,27	-114,20
Si	18,83	SiP	32,64	-27,28	-69	-60,87	-13,076
Fe	27,28	Fe ₂ P	72,38	-23,27	-147	-140,07	-99,30
		Fe₃P	101,67	-21,26	-162	-155,66	-118,42
Cr	23,47	CrP	39,74	-24,82	-168	-160,60	-117,12
		Cr₃P	87,88	-23,62	-252	-244,96	-203,58
V	28,91	V ₃ P	33,25	-65,66	-327	-307,44	-192,40
Ni	29,87	NiP	93,12	+22,16	-108	-114,60	-153,43
Co	30,04	Co₂P	77,40	-23,77	-174	-166,92	-125,27
		CoP	50,21	-20,92	-158	-151,77	-115,11
Mo	28,66	Mo ₂ P	90,45	-7,96	-255	-252,63	-238,68
W	32,64	WP	52,41	-21,32	-172	-165,65	-128,29
P	41,09	—	—	—	—	—	—

Примечание. В случае образования двух или трех фосфидов одного легирующего элемента жирным шрифтом выделены наиболее вероятные продукты их образования.

дов и значение изобарного потенциала каждой из них, а также путем сравнения выяснить благоприятные термодинамические условия для их протекания и большую или меньшую устойчи-

вость образующихся продуктов соответствующей реакции.

Из легирующих элементов, которые используются в инструментальных сталях, термодинамически наиболее вероятно образование фосфидов ванадия, молибдена и хрома. Изобарные потенциалы реакций образования фосфидов вольфрама и кобальта, также применяющихся для легирования инструментальных сталей, находятся на уровне изобарных потенциалов реакций образования фосфидов железа и их появление в наплавленном металле термодинамически менее вероятно, хотя они, как и железо, могут входить в состав фосфидов, образование которых термодинамически более вероятно.

Для экспериментального определения влияния наиболее сильных фосфидообразующих элементов на морфологию фосфидной фазы в наплавленном металле изготовлены опытные порошковые проволоки диаметром 2 мм (табл. 2), которые легировали только фосфором, ванадием и фосфором, молибденом и фосфором, титаном и фосфором. Хотя исчерпывающие данные о термодинамических характеристиках титана в литературе нами не найдены, тем не менее, он выбран для исследований как элемент, образующий наиболее тугоплавкие фосфиды [6]. При затвердевании сварочной ванны такие фосфиды должны выделяться в первую очередь. И хотя титан редко применяется для легирования наплавленного металла в

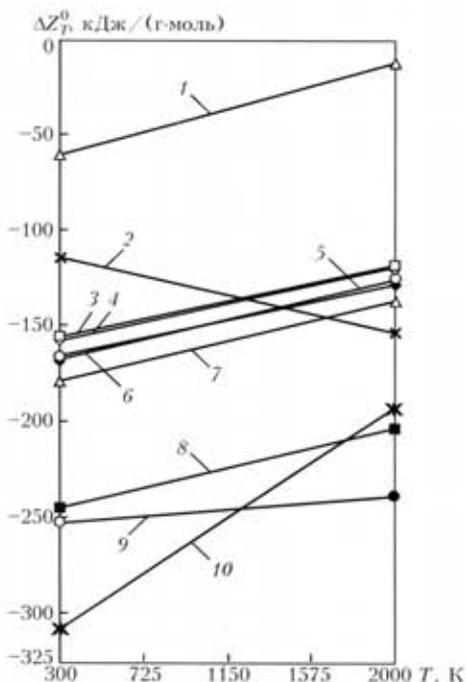


Рис. 1. Изобарные потенциалы реакций образования фосфидов легирующих элементов: 1 — SiP; 2 — NiP; 3 — Fe₃P; 4 — AlP; 5 — Co₂P; 6 — WP; 7 — MnP; 8 — Cr₃P; 9 — Mo₂P; 10 — V₃P

Таблица 2. Химический состав (мас. %) металла, наплавленного опытными порошковыми проволоками

Марка проволоки	C	Mn	Si	P	Ti	Mo	V
ПП-Нп-ГСП	0,11	0,81	0,92	0,89	—	—	—
ПП-Нп-П2ГС	0,13	0,67	0,83	1,86	—	—	—
ПП-Нп-М6ГСП	0,14	0,79	0,86	0,97	—	5,63	—
ПП-Нп-М12П2ГС	0,11	0,71	0,96	1,77	—	11,26	—
ПП-Нп-Т3ГСП	0,12	0,90	1,01	0,82	2,56	—	—
ПП-Нп-Т6П2ГС	0,15	0,87	0,89	1,73	4,81	—	—
ПП-Нп-Ф4ГСП	0,13	0,91	0,94	0,96	—	—	3,70
ПП-Нп-Ф8П2ГС	0,12	0,83	0,90	1,82	—	—	6,35

композициях, близких по типу к инструментальным сталям, но его обязательно вводят в шихту самозащитных порошковых проволок для раскисления наплавленного металла этого типа.

Расчетное содержание фосфора в опытных проволоках составляло 1 и 2 мас. %. По данным [5], растворимость фосфора в чистом железе 1 % и при таком содержании фосфора не должна образовываться сетка пограничных фосфидных эвтектик.

С учетом стехиометрического соотношения элементов в фосфидах V_2P (около 3,3:1), Mo_2P (около 6:1) и Ti_2P (около 3:1) выбирали такое расчетное содержание соответствующих легирующих элементов, чтобы теоретически весь фосфор был связан в эти фосфиды.

Опытными порошковыми проволоками под флюсом АН-26 выполняли пятислойную дуговую наплавку валиков на пластины из стали Ст3 на следующем режиме: ток наплавки 220...250 А; напряжение на дуге 22...24 В; скорость наплавки 30 м/ч. Визуальный осмотр показал, что во всех валиках, кроме наплавленного проволокой ПП-Нп-П2ГС, трещины отсутствовали. Из верхних слоев наплавленных валиков вырезали образцы для исследований их микроструктуры*.

Нелегированный наплавленный металл 20ГСП и 20П2ГС, содержащий только фосфор, имеет ферритную структуру (рис. 2, а, б). Микротвердость феррита составляет $HV 0,05 244...303$. При содержании фосфора около 1 мас. % в структуре наплавленного металла появляются отдельные включения фосфидной эвтектики (рис. 2, а). При увеличении содержания фосфора до 1,89 мас. % она образует сплошную сетку по границам зерен (рис. 2, б). Микротвердость фосфидной эвтектики составляет $HV 0,05 321...412$.

Введение молибдена не меняет структуру матрицы наплавленного металла 20М6ГСП и 20М12П2ГС — она остается ферритной (рис. 2, в, г). Практически не меняется и ее микротвердость ($HV 0,05 221...303$). При содержании мо-

либдена около 6 мас. % и фосфора около 1 мас. % включения фосфидных эвтектик в наплавленном металле 20М6ГСП отсутствуют (рис. 2, в). При увеличении содержания фосфора до 2 мас. % в наплавленном металле 20М12П2ГС появляются отдельные включения фосфидной эвтектики, но они не образуют сплошной пограничной сетки (рис. 2, г). Микротвердость фосфидной эвтектики составляет $HV 0,05 412$. Легирование наплавленного металла молибденом способствует глобулизации фосфидов, имеющих значительно более высокую микротвердость ($HV 0,05 606...824$).

В наплавленном металле 20Ф4ГСП образуется ферритно-перлитная структура с незначительным количеством очень мелких включений (рис. 2, д). Твердость матрицы составляет $HV 0,05 232...250$. С увеличением содержания ванадия и фосфора структура наплавленного металла 20Ф8П2ГС резко изменяется, объемная доля перлитной составляющей уменьшается (рис. 2, е). Микротвердость матрицы возрастает до $HV 0,05 303...321$. Внутри зерен образуется значительное количество очень мелких фосфидных включений. Из-за их малого размера микротвердость в наплавленном металле обоих типов замерить не удалось.

Наплавленный металл 20Т3ГСП имеет ферритно-перлитную структуру с включениями фосфидов и фосфидной эвтектики (рис. 2, ж). Микротвердость феррита $HV 0,05 286...303$, а перлитной составляющей $HV 0,05 271...286$. Эвтектика и компактные включения фосфидов располагаются внутри перлитных колоний. Микротвердость фосфидов достигает $HV 0,05 644$. Микроструктура наплавленного металла 20Т6П2ГС в основном ферритная, балл зерна колеблется в пределах 6...9 (рис. 2, з). Микротвердость матрицы несколько выше, чем наплавленного металла 20Т3ГСП ($HV 0,05 391...412$). Внутри зерен содержится много мелких включений с твердостью $HV 0,05 554$.

Таким образом, исследования микроструктуры наплавленного металла различных типов показали, что все три легирующих элемента (молибден, ванадий и титан) образуют компактные фосфидные включения, имеющие форму, близкую к сферической. Такие включения должны способство-

* Исследования микроструктуры наплавленного металла были выполнены канд. техн. наук Д. П. Новиковой и инж. И. Л. Богачук.

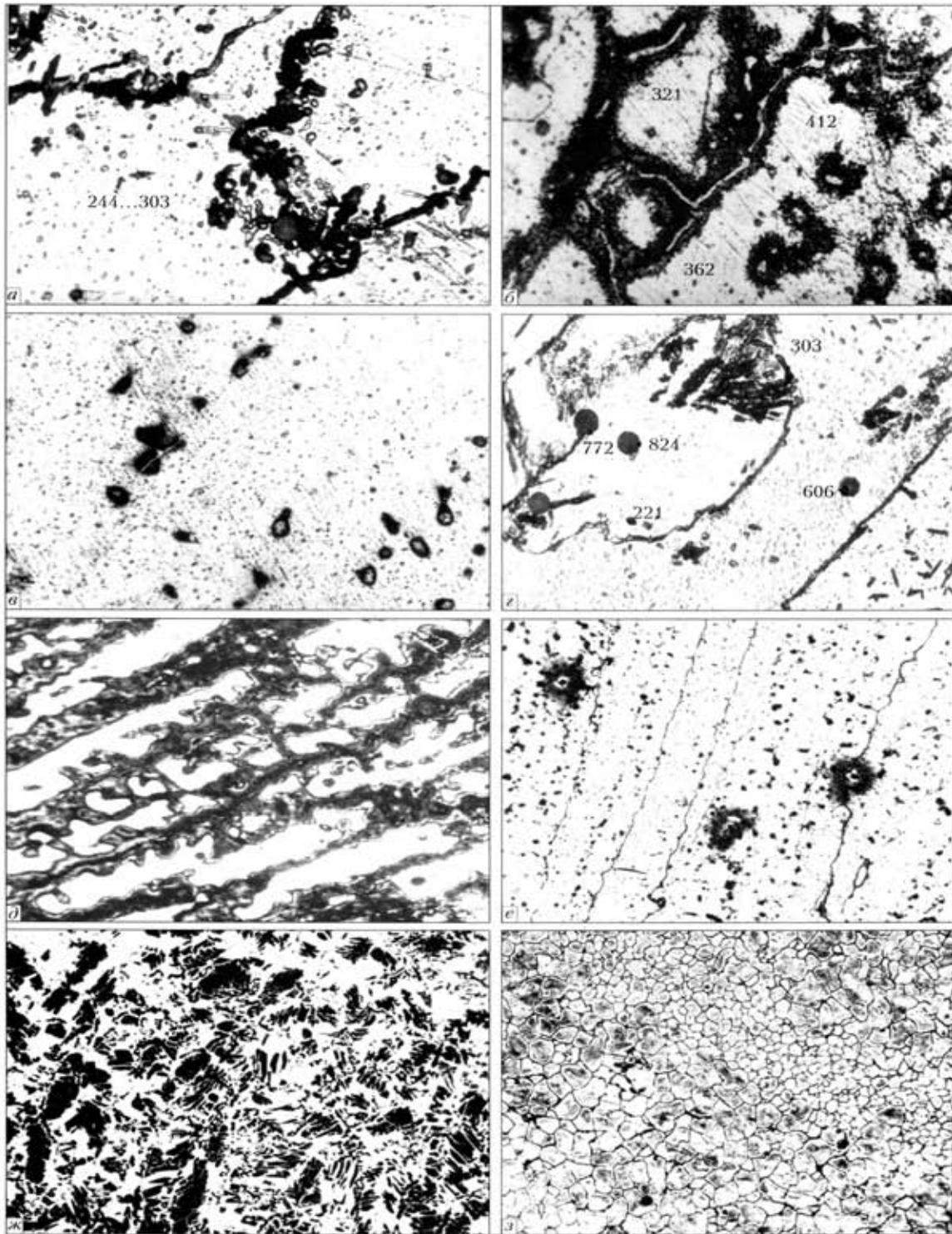


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$) наплавленного металла типа 20ГСП (а), 20П2ГС (б), 20М6ГСП (в), 20М12П2ГС (г), 20Ф4ГСП (д), 20Ф8П2ГС (е), 20Т3ГСП (ж) и 20Т6П2ГС (з)

вать увеличению трещиностойкости наплавленного металла, что делает возможным использование фосфора в наплавочных материалах, легированных этими элементами.

Оценку влияния фосфора на трещиностойкость высоколегированного наплавленного металла проводили с использованием трех опытных порошковых проволок (ПП-Нп-35В9Х3ГСФ, ПП-АН132, ПП-АН147), разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона

для наплавки инструментов, работающих в условиях горячего деформирования металла. Эти проволоки обеспечивают получение наплавленного металла типа инструментальных сталей систем легирования Fe-Si-Mn-W-Cr-V, Fe-Si-Mn-Cr-Mo-V-Ni, Fe-Si-Mn-Cr-Mo-V-W. В состав шихты порошковых проволок дополнительно вводили по 1,5 мас. % Р, что обеспечивало высокую износостойкость наплавленного металла [3].

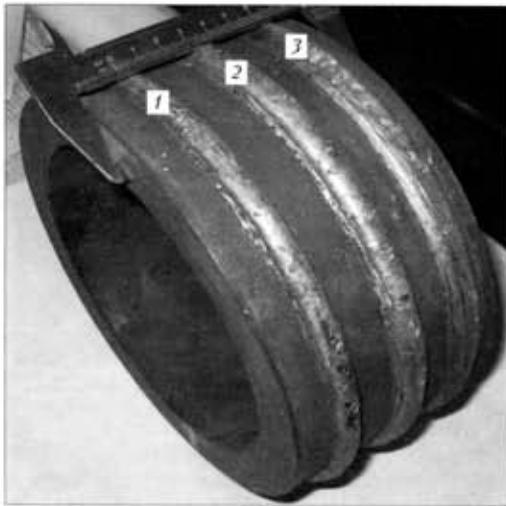


Рис. 3. Внешний вид цилиндрического образца из стали 30X, наплавленного опытными порошковыми проволоками: 1 — ПП-Нп-35В9Х3СФ; 2 — ПП-АН132; 3 — ПП-АН147

С использованием каждой из трех опытных порошковых проволок диаметром 2,6 мм под флюсом АН-26 выполнена четырехслойная наплавка одиночных валиков жесткой пробы в виде цилиндрического образца диаметром 220 мм из стали 30X (рис. 3). Наплавку осуществляли без подогрева на следующем режиме: напряжение на дуге 30...32 В; ток наплавки 280...320 А; скорость наплавки 25 м/ч. После наплавки образец подвергали замедленному охлаждению под слоем флюса. Внешний осмотр показал, что после остывания образцов наплавленные валики имеют хорошее формирование, в наплавленном металле всех трех типов трещины отсутствовали.

Выводы

1. Путем термодинамических расчетов изобарных потенциалов реакций образования фосфидов основных легирующих элементов определена вероятность их образования при одновременном легировании наплавленного металла несколькими легирующими элементами: V, Mo, Cr, Mn, Co, W, Al, Fe, Ni, Si.

2. Результаты исследований микроструктуры металла, наплавленного опытными порошковыми

проводами, которые содержат только фосфор, ванадий и фосфор, молибден и фосфор, титан и фосфор, показали, что все три легирующих элемента способствуют образованию фосфидных включений сферической формы, наличие которых не снижает трещиностойкость наплавленного металла.

1. Особенности плавления и кристаллизации наплавленного металла типа стали 20ХГС, легированного фосфором / И. И. Рябцев, Ю. М. Кусков, Л. К. Дорошенко, В. Г. Васильев // Автомат. сварка. — 2002. — № 8. — С. 24–27.
2. Рябцев И. И., Кусков Ю. М. Перспективы использования фосфора в наплавочных материалах на основе железа // Там же. — 2003. — № 1. — С. 12–16.
3. Триботехнические характеристики наплавленного металла системы Fe–Cr–Si–Mn–P / И. И. Рябцев, Ю. М. Кусков, В. Ф. Грабин и др. // Там же. — 2003. — № 6. — С. 20–24.
4. Рябцев И. И., Кусков Ю. М., Новикова Д. П. Влияние фосфора на трещиностойкость низкоуглеродистого наплавленного металла системы легирования Fe–Mn–Si–Cr // Там же. — 2006. — № 5. — С. 15–19.
5. Луцев В. В., Аверин В. В. Сера и фосфор в стали. — М.: Металлургия, 1988. — 256 с.
6. Гордиенко С. П. Термодинамические характеристики твердых бинарных фосфидов. — Киев, 1987. — 50 с. — (Препр. АН УССР. Ин-т проблем материаловедения. № 15).
7. Владимиров Л. П. Термодинамические расчеты равновесия металлургических реакций. — М.: Металлургия, 1970. — 528 с.
8. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Metallurgizdat, 1961. — 422 с.
9. www.qivx.com/ispt/elements/ptw-022.php, [ptw-040.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-040.php), [ptw-023.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-023.php), [ptw-041.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-041.php), [ptw-042.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-042.php), [ptw-074.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-074.php), [ptw-024.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-024.php), [ptw-025.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-025.php), [ptw-026.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-026.php), [ptw-029.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-029.php), [ptw-027.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-027.php), [ptw-028.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-028.php), [ptw-013.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-013.php), [ptw-014.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-014.php), [ptw-015.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-015.php), [ptw-016.php](http://www.qivx.com/ispt/elements/ptw-016.php).
10. Мучник С. В. Изучение взаимодействия переходных металлов с фосфором в режиме горения: Автореф. дис. ... канд. хим. наук. — Киев, 1982. — 24 с.
11. Mayers C. E., Conti T. J. Vaporization behavior, phase equilibria and thermodynamic stabilities of nickel phosphides // J. Electrochem. Soc. — 1985. — 132, № 2. — P. 454–457.
12. Schlesinger M. The thermodynamic properties of phosphorus and solid binary phosphides // Chemical Rev. — 2002. — № 102(11). — P. 4267–4302.
13. Niessen A. K., Boer F. R. de. The enthalpy of formation of solid borides, carbides, nitrides, silicides and phosphides of transition and noble metals // J. Less-Common Metals. — 1981. — 82, № 1. — P. 75–80.

Поступила в редакцию 24.09.2007

СТРУКТУРА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ТИПА ГРАФИТИЗИРОВАННЫХ ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ

И. А. КОНДРАТЬЕВ, И. А. РЯБЦЕВ, кандидаты техн. наук, И. Л. БОГАЙЧУК, инж.,
Д. П. НОВИКОВА, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследована структура наплавленного металла типа заэвтектоидных графитизированных сталей и влияние на процесс графитизации различных технологических приемов наплавки. Установлено, что для графитизации наплавленного металла, содержащего не менее 1,5 мас. % С и 1,1 мас. % Si, непосредственно после наплавки необходимо применять отпуск при 400 °С с выдержкой 2 ч и замедленное охлаждение с печью. Модифицирование наплавленного металла алюминием и кальцием позволяет активизировать процесс графитизации.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавочные материалы, порошковые проволоки, структура наплавленного металла, графитизированные стали

К графитизированным железоуглеродистым сплавам, т. е. сплавам, в структуре которых имеются свободные включения графита различной формы, относятся не только чугуны, но и заэвтектоидные стали, содержащие 1,3...2,0 % С [1]. Применение таких сталей является одним из способов значительного улучшения триботехнических характеристик деталей пар трения, при этом включения графита играют роль твердой смазки.

Графитизированную сталь традиционно получают аналогично ковкому чугуну, применяя высокотемпературный отжиг с целью формирования в структуре включений графита в результате распада цементита, образовавшегося при кристаллизации стали. Для повышения конкурентоспособности таких сталей перспективным является создание технологий, обеспечивающих без высокотемпературного отжига непосредственно в процессе кристаллизации формирование графитных включений и предотвращение образования структурно-свободного цементита. Одним из путей решения этой проблемы может стать применение модификаторов в сочетании с оптимизацией химического состава стали [2].

Целью данных исследований была разработка электродных материалов и технологии наплавки, позволяющих в условиях наплавочного термического цикла с использованием определенных технологических приемов (предварительного подогрева, отпуска и замедленного охлаждения после наплавки), а также модифицирующих добавок получать непосредственно в процессе наплавки металл типа графитизированной стали со свободными включениями графита.

На первом этапе исследовали наплавленный металл, по составу близкий к промышленным

маркам графитизированной стали. С этой целью были изготовлены порошковые проволоки различного состава, с использованием которых выполнена многослойная наплавка образцов под слоем флюса АН-26. Химический состав наплавленного металла и его твердость приведены в таблице.

Установлено, что непосредственно после наплавки мелкодисперсные включения графита наблюдались в металле, наплавленном опытной порошковой проволокой ПП-Оп-5, содержащем 1,6 мас. % С и 2,0 мас. % Si. Структура этого металла состоит из мартенсита (микротвердость $HV_{0,05}$ 412...441), троостита ($HV_{0,05}$ 362...383) и цементитных выделений, внутри которых образуется графит (рис. 1).

После отжига при 680 °С, выдержки 6 ч и охлаждения с печью (наиболее распространенный режим отжига графитизированных сталей) оказалось, что выделения графита появляются в металле еще двух типов, наплавленных порошковыми проволоками ПП-Оп-4 и ПП-Оп-6. Таким образом, эффект графитизации наплавленного металла наблюдается только при содержании в нем углерода и кремния соответственно не менее 1,50

Химический состав и твердость наплавленного металла

Опытная порошковая проволока	Химический состав, мас. %			HV	
	C	Si	Mn	после наплавки	после отжига*
ПП-Оп-1	0,94	1,00	1,27	45	25
ПП-Оп-2	0,95	1,40	0,50	40	26
ПП-Оп-3	1,40	0,86	1,19	47	30
ПП-Оп-4	1,50	1,15	0,60	43	26
ПП-Оп-5	1,60	2,00	0,55	43	20
ПП-Оп-6	1,80	1,46	0,58	49	20

* Графитизирующий отжиг при 680 °С в течение 6 ч.

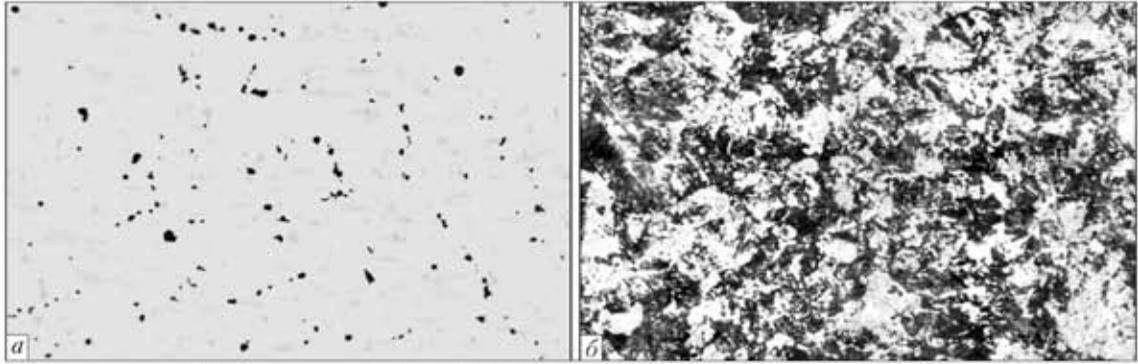


Рис. 1. Микроструктура ($\times 400$) металла с 1,6 мас. % С и 2,0 мас. % Si непосредственно после наплавки без травления (а) и с травлением в азотной кислоте (б)

и 1,15 мас. % соответственно и еще в большей степени — при увеличении массовой доли этих элементов. Структура металла, наплавленного проволоками ПП-Оп-4 и ПП-Оп-6, в исходном состоянии представляет собой бейнитно-мартенситную смесь и троостит (рис. 2, а, в), а структура металла указанных составов после отжига — сорбит отпуска, твердость которого возрастает с увеличением содержания углерода (твердость соответственно HV 0,05 185 и 303), и включения графита (рис. 2, б, г).

Ввиду того, что у металла, наплавленного порошковыми проволоками ПП-Оп-5 и ПП-Оп-6, наблюдается повышенная склонность к образованию кристаллизационных трещин, что обусловлено высоким содержанием углерода и кремния, для дальнейших исследований выбран металл 150СГ, наплавленный порошковой проволокой

ПП-Оп-4. Эта проволока оказалась наиболее технологичной, она обеспечивала хорошие формирование наплавленного металла и отделимость шлаковой корки.

Проведены эксперименты по определению влияния режимов наплавки, а также вспомогательных технологических операций наплавки (предварительного подогрева, отпуска и замедленное охлаждение после наплавки) на процессы графитизации наплавленного металла 150СГ.

Исследовано влияние режимов наплавки порошковой проволокой ПП-Оп-4 под флюсом на структуру наплавленного металла как в исходном состоянии, так и после отжига. Наплавку выполняли на режимах, обеспечивающих плотность тока 55 и 100 А/мм². При этом установлено, что режимы наплавки существенного влияния на процессы графитизации не оказывают, но увеличение

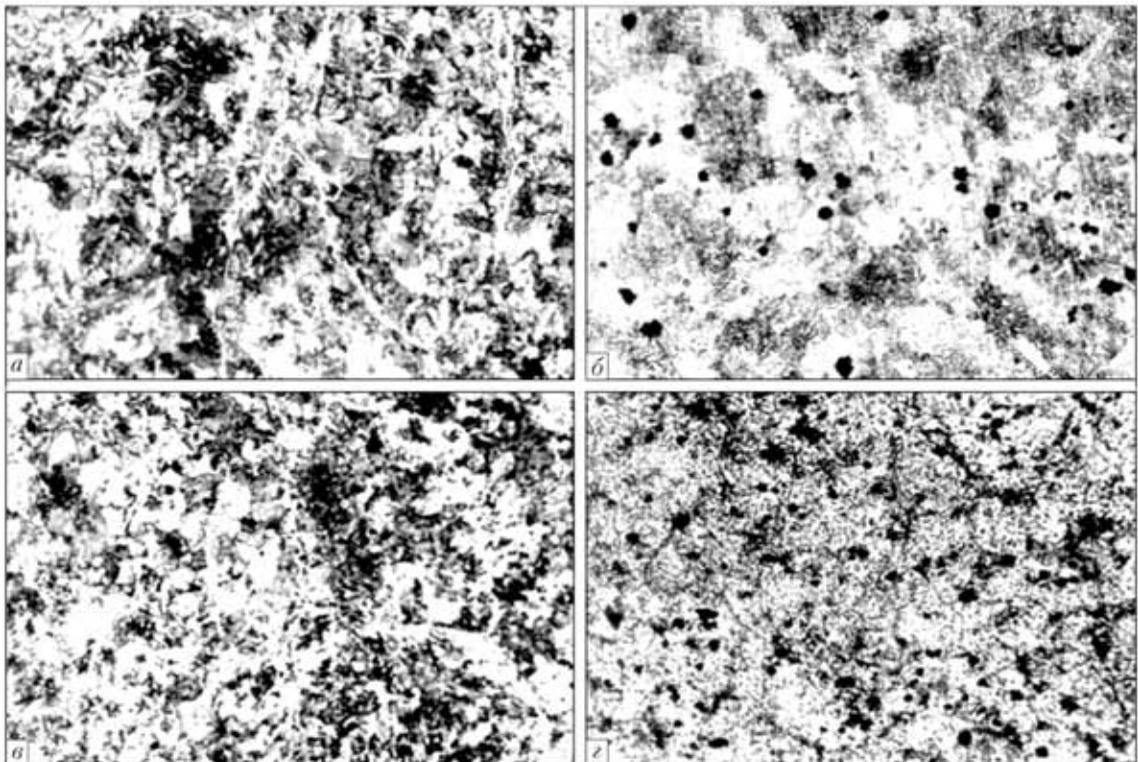


Рис. 2. Микроструктура ($\times 400$) металла с 1,50 мас. % С, 1,15 мас. % Si (а, б) и 1,80 мас. % С, 1,46 мас. % Si (в, г) после наплавки (а, в) и отжига при 680 °С в течение 2 ч (б, г) при травлении в азотной кислоте

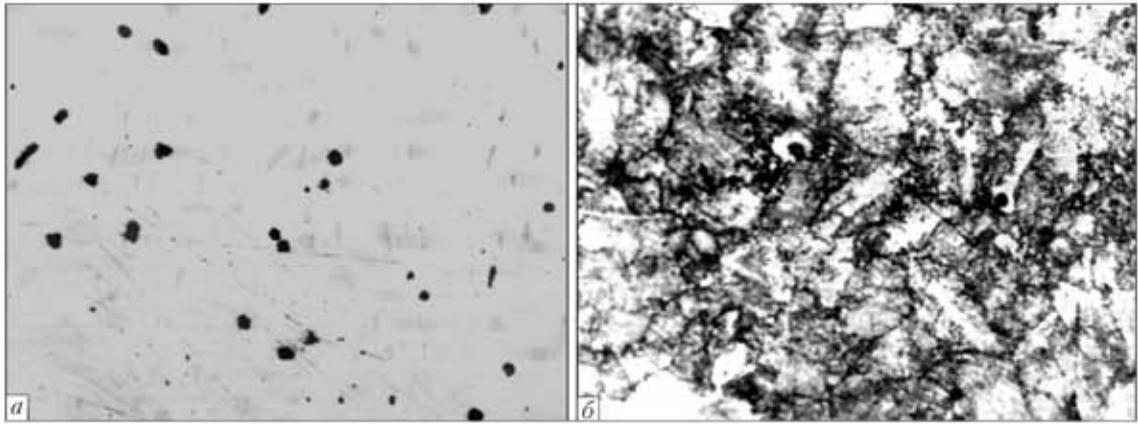


Рис. 3. Микроструктура ($\times 400$) металла с 1,50 мас. % С и 1,15 мас. % Si после отпуска при 400 °С в течение 2 ч без травления (а) и с травлением в азотной кислоте (б)

плотности тока приводит к укрупнению структуры наплавленного металла.

В технической литературе имеются данные о том, что в литых графитизированных сталях выделения графита могут появляться не только в результате специального графитизирующего отжига, но и частичной графитизации при медленном охлаждении отливок [3].

Известно, что наплавку большинства деталей осуществляют с предварительным подогревом и отпуском или замедленным охлаждением после наплавки в печах или термостатах. В печах наплавленная деталь выдерживается некоторое время при определенной температуре, а затем медленно охлаждается; в термостатах обеспечивается замедленное охлаждение без выдержки при определенной температуре [4]. Таким образом, процесс графитизации может быть совмещен со вспомогательными операциями наплавки.

При исследованиях были выбраны две температуры отпуска — 400 и 500 °С, при которых образцы выдерживали 2, 4 или 6 ч, а затем охлаждали с печью. Включения графита в наплавленном металле появляются уже при выдержке 2 ч с увеличением времени выдержки и температуры их объемная доля и размеры изменяются незначительно. Структуру наплавленного металла составляет сорбит (твердость $HV_{0,05}$ 341...362), по границам зерен образуется цементит ($HV_{0,05}$ 700...705), внутри которого формируются включения графита (рис. 3).

Таким образом, установлено, что отпуск после наплавки при 400 °С, 2 ч и последующее замедленное охлаждение обеспечивают графитизацию наплавленного металла типа заэвтектоидной стали 150СГ.

Как отмечено выше, обеспечить формирование включений графита в структуре заэвтектоидных сталей в процессе кристаллизации можно также за счет модифицирования. С этой целью широко применяют алюминий и кальций [3, 5–8]. Связывая азот и серу в устойчивые химические со-

единения, эти модифицирующие элементы не только облегчают формирование зародышей графита, но и создают благоприятные условия для ускорения диффузии углерода. Влияние модифицирующих добавок на процесс графитизации стали и чугуна объясняется также понижением устойчивости цементита, образованием дисперсных неметаллических включений и увеличением содержания углерода в аустените или в феррите вследствие понижения его растворимости в твердом растворе [3]. Влияние алюминия на процесс графитизации заэвтектоидной стали проявляется уже при содержании его 0,1 мас. %, при этом с повышением содержания алюминия объемная доля включений графита и их размер увеличиваются. Содержание кальция в графитизированной стали может достигать 0,05 мас. % [9].

В шихту опытных порошковых проволок вводили модификаторы в виде порошков алюминия и силикокальция марки СК30, доля которых не превышала 4 % массы порошковой проволоки. Химический состав полученного наплавленного металла следующий, мас. %: 1,5 С; 1,4 Si; 0,5 Mn. Суммарное содержание алюминия и кальция составляет 0,21 мас. %. Твердость наплавленного металла в исходном состоянии — HRC 42...43; после отпуска при 400 °С в течение 2 ч — HRC 38...39.

При модифицировании наплавленного металла алюминием и кальцием в исходном состоянии на поверхности шлифа обнаружены выделения графита преимущественно шаровидной формы (рис. 4, а). Объемная доля включений графита достигает 0,7 %. После отпуска при 400 °С в течение 2 ч в наплавленном металле этого типа наряду с шаровидными появляются включения графита хлопьевидной формы (рис. 4, б), их объемная доля возрастает до 1,28 %. Структура металла состоит из троостита ($HV_{0,05}$ 349...386) с тонкими цементитными выделениями по границам зерен и небольшими участками перлита ($HV_{0,05}$ 286...290) (рис. 4, в). После отпуска

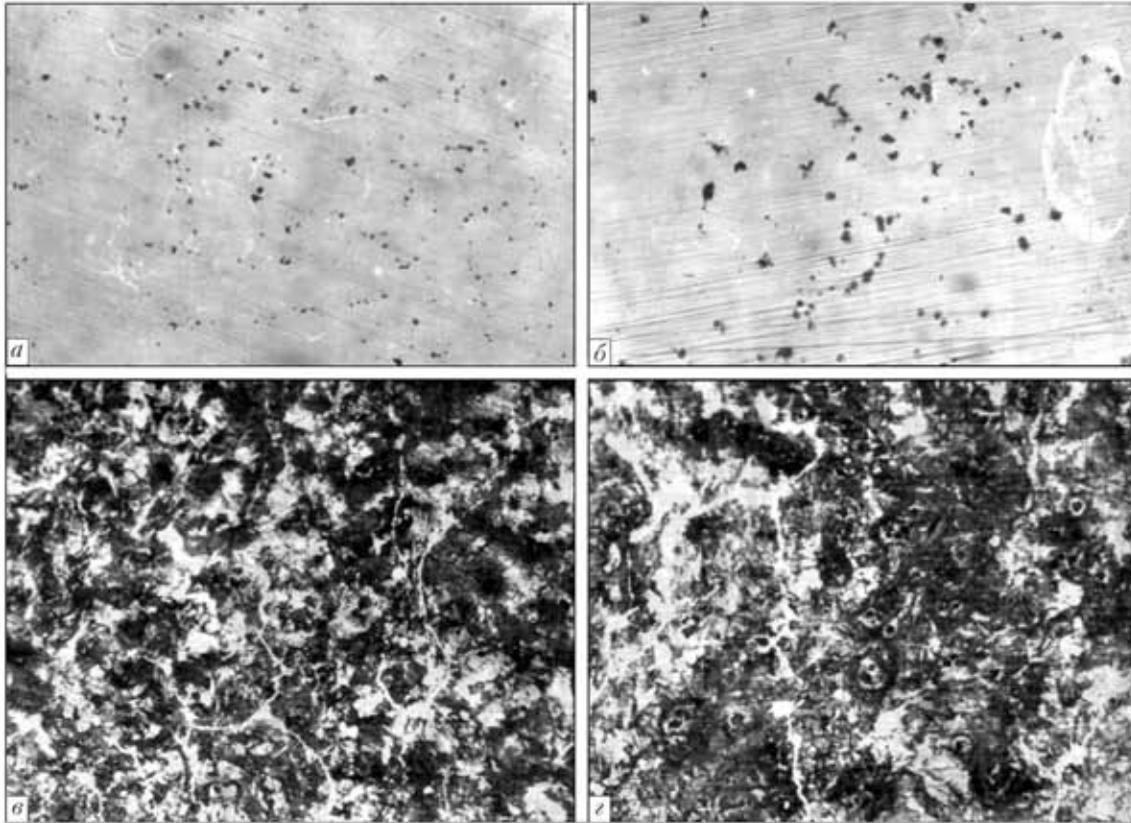


Рис. 4. Микроструктура ($\times 400$) металла с 1,50 мас. % С и 1,15 мас. % Si, модифицированного алюминием и кальцием непосредственно после наплавки (а, в) и отпуска 400 °С, 2 ч (б, з): а, б — без травления; в, з — травление в азотной кислоте

структура наплавленного металла состоит из троостита ($HV 0,05 321...325$), перлита ($HV 0,05 281...286$) и небольших цементитных выделений (рис. 4, з). Включения графита присутствуют во всех структурных составляющих.

Выводы

1. После электродуговой наплавки под флюсом порошковыми проволоками в металле типа заэвтектоидной стали, содержащем не менее 1,6 % С и 2,0 % Si, образуются включения графита.

2. Для графитизации наплавленного металла, содержащего не менее 1,5 мас. % С и 1,1 мас. % Si, взамен высокотемпературного отжига рекомендуется применять следующую термообработку: непосредственно после наплавки деталь необходимо помещать в печь при 400 °С и после выдержки в течение 2 ч медленно охлаждать. Модифицирование наплавленного металла алюминием и кальцием позволяет активизировать процесс графитизации.

Studied is the structure of the deposited metal of the type of hypereutectoid graphitized steels and influence of various surfacing techniques on the graphitization process. It is established that for graphitization of the deposited metal containing not less that 1.5 wt. % C and 1.1 wt. % S, tempering at 400 C with soaking for 2 h and delayed cooling with the furnace should be applied directly after surfacing. Modifying the deposited metal by aluminium and calcium allows activation of the graphitization process.

1. Тодоров Р. П., Николов М. П. Структура и свойства отливок из графитизированной стали. — М.: Metallurgy, 1976. — 168 с.
2. Бубликов В. П. Модифицированная заэвтектоидная сталь с шаровидным графитом // Процессы литья. — 2002. — № 2. — С. 22–27.
3. Бунин К. П., Баранов А. А., Погребной Э. Н. Графитизация стали. — Киев: Изд-во АН УССР, 1961. — 86 с.
4. Рябцев И. А., Кондратьев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Экотехнология, 1999. — 62 с.
5. Влияние модифицирования ферросилицием, силикобарием и силикокальцием на структурообразование литой графитизированной стали / В. Б. Бубликов, Д. С. Козак, Л. А. Зеленая, В. В. Ширяев // Процессы литья. — 2003. — № 4. — С. 29–35.
6. Тодоров Р. П. Графитизированные железоуглеродистые сплавы. — М.: Metallurgy, 1981. — 320 с.
7. Черновол А. В., Геращенко Н. Я. О графитизирующем модифицировании магниевого чугуна // Металлы и литье Украины. — 1998. — № 3/4. — С. 24–28.
8. Кимстач Г. М. О модифицировании низкокремнистых графитизируемых Fe–C-сплавов // Литейное пр-во. — 1992. — № 8. — С. 5.
9. Получение чугуна с шаровидным графитом в наплавленном металле / Н. М. Ситник, П. М. Несвит, Ю. Ф. Гарцунов, Н. И. Каперек // Там же. — 1973. — № 7. — С. 20–21.

Поступила в редакцию 16.01.2008

МЕТАЛЛОАБРАЗИВНЫЕ ШЛИФОВАЛЬНЫЕ ОТХОДЫ, МЕТОДЫ ИХ ПЕРЕРАБОТКИ И ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ В НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛАХ

И. П. ЛЕНТЮГОВ, инж., **И. А. РЯБЦЕВ**, **О. Г. КУЗЬМЕНКО**, кандидаты техн. наук, **Ю. М. КУСКОВ**, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены способы подготовки металлосодержащих шлифовальных отходов к переделу и технологии переработки металлоабразивных отходов. Представлен зарубежный и отечественный опыт применения и переработки таких отходов.

Ключевые слова: металлоабразивные шлифовальные отходы, переработка отходов, электрошлаковый переплав, наплавочные материалы, порошковые проволоки

В современных наплавочных материалах различного назначения широко используются такие дорогостоящие легирующие элементы, как вольфрам, ванадий, хром, молибден и др. [1]. При этом их цена, а соответственно и цена наплавочных материалов, непрерывно возрастает. Одним из путей снижения стоимости последних является использование при изготовлении отходов различных отраслей производства, в частности, металлоабразивных шлифовальных отходов (шламов). Данные, приведенные в работе [2], свидетельствуют о том, что на промышленных предприятиях Украины, особенно на металлургических, в течение одного года скопилось значительное количество таких отходов (табл. 1).

Металлосодержащие шлифовальные отходы состоят из смеси мелкодисперсной металлической микростружки с абразивным порошком (продуктами разрушения шлифовальных кругов)

и остатками смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ) [2, 3].

Были предприняты попытки непосредственного использования металлоабразивных отходов в сварочных и наплавочных материалах [4–6]. В работе [4] описан опыт применения пылевидных отходов абразивной зачистки металлопроката из низко- и среднеуглеродистых сталей в производстве электродов для сварки чугуна, которые изготавливали по традиционной технологии — отходы добавляли в обмазку электродов. Состав металла, наплавленного такими электродами, соответствовал низкоуглеродистой нелегированной стали ($C \leq 0,07\%$), что значительно ограничивало его применение в промышленности.

Проводили эксперименты по использованию отходов обработки слитков легированных сталей и сплавов в шихте порошковых проволок [5]. Из отходов было изготовлено несколько опытных порошковых проволок. С использованием одной из них, а именно, обеспечивающей получение наплавленного металла, близкого по составу к инс-

Таблица 1. Металлоабразивные отходы ряда металлургических предприятий Украины [2]*

Предприятие	Группа обрабатываемой стали	Способ сбора отходов	Масса металлоабразивных отходов в год, т
«Днепроспецсталь», г. Запорожье	Инструментальная, быстрорежущая, коррозионностойкая, подшипниковая	Бункер-накопитель	>3000
«Запорожсталь», г. Запорожье	Углеродистая, конструкционная, легированная, коррозионностойкая	»	200
Енакиевский метзавод	Инструментальная, быстрорежущая, коррозионностойкая, подшипниковая	»	>1000
Алчевский металлургический комбинат	Конструкционная среднелегированная	Контейнер	~100
«Криворожсталь», г. Кривой Рог	Конструкционная углеродистая	Бункер-накопитель	

* В работе [2] приведены данные, полученные на начало 1990-х годов. Поскольку в настоящее время объемы производства металла в металлургической промышленности Украины аналогичны, то масса собираемых металлоабразивных отходов также приближается к указанной в табл. 1.

трументальной стали, наплавлены прокатные валки, показавшие при эксплуатации удовлетворительные результаты.

Исследована возможность применения отходов, полученных при зачистке на обдирочно-шлифовальных станках слитков из сплавов ЭП109, ЭП199, ЭП33, для плазменной наплавки деталей арматуры прокатных станов, а также роликов рольгангов, транспортирующих нагретые заготовки, т. е. для деталей, подверженных изнашиванию трением без смазки при повышенных температурах [6]. Перед наплавкой отходы просеивали по фракциям и прокаливали в электропечах при 200...250 °С. Для наплавки использовали порошок фракции 125...315 мкм. Эксперименты показали, что наличие в порошке 3...4 мас. % оксидов ухудшает формирование наплавленного металла.

Все эти работы имели экспериментальный характер и не нашли широкого промышленного применения, поскольку выбор отходов носил случайный характер. Эксперименты показали, что использовать металлоабразивные отходы в производстве наплавочных материалов без предварительной подготовки и подбора химического состава металлической составляющей отходов нельзя.

Для того чтобы металлоабразивные отходы могли использоваться для производства наплавочных материалов, сами отходы и технология их переработки должны соответствовать следующим требованиям:

относительное постоянство химического состава металлической составляющей;

наличие дорогостоящих легирующих элементов (вольфрама, молибдена, хрома, ванадия и др.) в металлической составляющей отходов;

технологичность и экономичность подготовки металлосодержащих отходов к переработке;

технологичность и экономичность переработки отходов в лигатуры и тому подобные шихтовые материалы, легко подвергающиеся размолу и пригодные для производства наплавочных материалов (порошковых проволок, лент, порошков и пр.).

Для производства наплавочных материалов необходимы отходы, которые получают при скоростном шлифовании слитков высоколегированных сталей и сплавов или в процессе абразивной обработки металлорежущего инструмента, поскольку именно в них содержатся такие дорогостоящие легирующие металлы, как вольфрам, ванадий, хром, молибден и др.

Согласно ГОСТ 1639-93 «Лом и отходы цветных металлов и сплавов», пылевидные отходы от заточки твердосплавного инструмента и быстрорежущих инструментальных сталей должны собираться в отдельные емкости, что облегчает их утилизацию и позволяет получать из них лига-

туры и порошки практически постоянного химического состава.

Подготовка металлосодержащих шлифовальных отходов к переработке. Опыт показал, что металлоабразивные шлифовальные отходы могут содержать до 50 % абразивной составляющей и СОЖ [7]. По этой причине большинство существующих методов утилизации таких отходов предусматривают их предварительную подготовку к переработке для удаления СОЖ и магнитную сепарацию с целью уменьшения содержания неметаллической составляющей. Способы удаления остатков СОЖ предусматривают широко применяемое прокаливание металлоабразивных отходов при температуре 200...400 °С [8-10]. Предлагается также использовать для этой цели высокооборотную центробежную мешалку [11] или обезжиривание отходов тетрачлорэтиленом и просушивание их при 80...120 °С [12].

В процессе прокаливания отходы могут превращаться в коагулы, которые необходимо измельчать, после чего выполняется магнитная сепарация отходов на сепараторе периодического действия [8, 10-12] для получения концентрата, содержащего 95...98 % металлической и 2...5 % минеральной составляющих (рис. 1) [13]. Такое содержание в отходах абразивной составляющей после магнитной сепарации объясняется тем, что абразивные зерна и металлическая стружка в процессе прокаливания достаточно прочно соединяются (схватываются) друг с другом, кроме того, спиральки металлической стружки могут механическим образом удерживать абразивные зерна.

Для более эффективной очистки металлоабразивных отходов магнитная сепарация дополняется химико-металлургическими способами регенерации. Однако в связи с введением таких технологических операций происходит существенное удорожание конечного продукта. Так, например, в патенте США [12] после магнитной сепарации предлагается окислять отходы при температуре 850...1000 °С в течение 2 ч, после чего окисленный продукт восстанавливают в водороде при 1050...1200 °С.

Довольно сложная технология утилизации металлоабразивных отходов предлагается и в австрийском патенте [9]. После прокаливания для удаления СОЖ к отходам добавляли 10...20 % CaCO_3 , эту смесь нагревали до 1100 °С, выдерживали при указанной температуре 2 ч, а затем охлаждали в воде. Полученный продукт обрабатывали в 10%-м раствором MoCO_3 при температуре 90 °С. По утверждению автора этого патента, в процессе выщелачивания из отходов извлекается до 100 мас. % W, около 90 мас. % Mo и 95 мас. % V. Последующая обработка остатка 15%-м раствором соляной кислоты позволяет извлекать около 93 мас. % Ni и 90 мас. % Co.

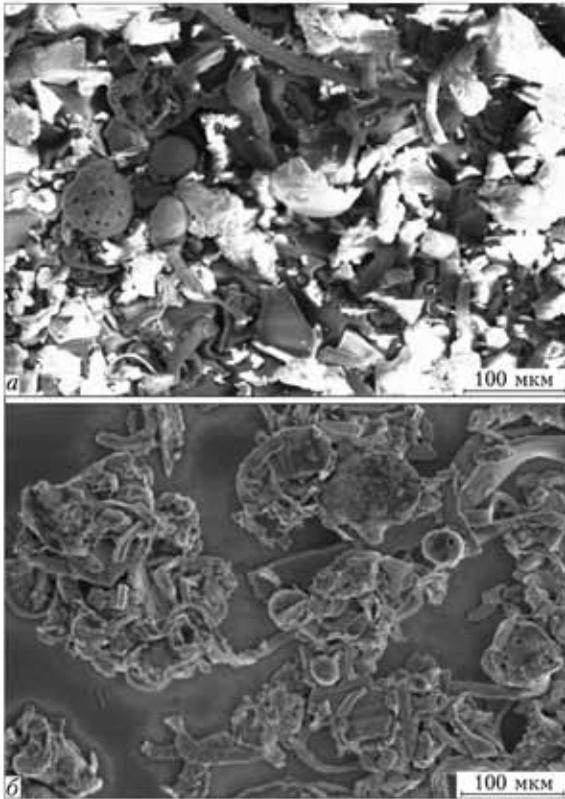


Рис. 1. Внешний вид металлоабразивных отходов до магнитной сепарации (а) и после нее (б)

Из всех рассмотренных способов подготовки металлоабразивных шламов к переработке наиболее простым для реализации являются прокаливание при 200...400 °С для удаления СОЖ, а при значительном содержании в них абразивных остатков — магнитная сепарация.

Переработка металлоабразивных отходов.

Переplав в дуговых печах. На электрометаллургическом заводе «Электросталь» (г. Электросталь, РФ) разработана и внедрена технология утилизации отходов шлифования прецизионных сплавов без магнитной сепарации путем их переplавки на паспортную заготовку в пятитонных электродуговых печах [14]. Эти отходы образуются в процессе абразивной зачистки непрерывно-литых заготовок из сплавов 50Н, 29НК, 47НД и представляют собой механическую смесь окисленной металлической стружки длиной 0,5...5,0 мм и продуктов износа абразивного инструмента.

Завалку составляют из стружки, полученной в результате токарной обработки слитков, а также отходов кусковых и шлифования. Количество последних составляло 30...50 % общей массы переplавляемых материалов.

Разработанная технология обеспечивает усвоение (в среднем) до 90 мас. % Со и 93 мас. % Ni, содержащихся в металлической составляющей металлоабразивных отходов и 75...80 мас. % Fe. Полученные шихтовые слитки использовали при выплавке марочного металла соответствующих

прецизионных сплавов в дуговых или индукционных печах. Доля этих слитков составляла до 25 % массы металлической шихты.

На металлургическом комбинате «Запорожсталь» (Украина) в технологии производства полос и листов из коррозионностойкой нержавеющей стали предусмотрена зачистка их поверхности, в результате чего образуется мелкодисперсный шлам, содержащий такие ценные компоненты, как никель (6...7 мас. %), хром (до 13 мас. %) и железо (до 54 мас. %) [15].

Выплавку паспортных слитков вели в семитонной электродуговой печи с добавками в исходную шихту до 1,7 т шлифовального шлама. Присадка отходов шлифования повысила содержание в готовом металле хрома на 0,83...0,96 мас. % и никеля на 1,48...0,68 мас. %. При этом для удаления СОЖ шлам рекомендуется предварительно отжигать в нагревательных устройствах.

Электрошлаковый переplав (ЭШП). Большие перспективы для переработки указанных выше отходов открывают электрошлаковые технологии [16]. При этом ЭШП можно осуществлять с использованием расходуемых и нерасходуемых электродов, которые применяются редко. Так, в патенте [17] описан способ извлечения металлических компонентов из шлифовальной пыли путем изготовления из нее способом спекания расходуемых электродов с последующим их ЭШП. Более рациональным является ЭШП металлоабразивных отходов с использованием нерасходуемых электродов. При этом исключается трудоемкая операция изготовления расходуемых электродов из отходов и обеспечивается непрерывность процесса плавки.

На Оскольском заводе металлургического машиностроения (РФ) разработана технология переработки отходов абразивного шлифования быстрорежущих вольфрамсодержащих сталей, которая включает сушку, магнитную сепарацию и ЭШП полученного полупродукта с использованием нерасходуемого графитового электрода. Переplав производят в глухдонный кристаллизатор или короткий кристаллизатор с вытяжкой слитка [18]. При ЭШП происходит эффективная десульфурация, в результате которой содержание серы снижается с 0,023 до 0,010...0,008 мас. %. Угар таких элементов, как молибден, хром, вольфрам, практически отсутствует. Выход годных слитков составляет около 85 %.

При изготовлении магнитов из сплава ЮНДК (на основе Fe-Al-Ni-Cu-Co по ГОСТ 17809-79) [19] также образуется значительное количество отходов шлифования. Были проведены лабораторные и промышленные эксперименты по переplаву металлоабразивных отходов этого сплава в электродуговых и электрошлаковых тигельных печах. В ходе экспериментов установлено, что электро-

шлаковый способ переплава значительно повышает коэффициент извлечения металла из отходов. Подтверждена также возможность совмещения процессов переплава отходов в электрошлаковой печи и их рафинирования [19].

При использовании электрошлакового тигельного переплава мелкие отходы засыпают в слой жидкого флюса, где они и расплавляются. Полученный продукт по содержанию примесей соответствует строгим требованиям высококачественного сплава ЮНДК или Алнико. Безвозвратные потери металла в этом процессе сравнительно небольшие и значительно ниже, чем при выплавке в дуговой печи [16, 19].

С целью снижения себестоимости легированных сталей и сплавов при изготовлении из них металлопродукции требуемого качества разработана технология получения способом ЭШП слитков заданного состава из фрагментированной шихты (стружка, металлоабразивные отходы и др.). В зависимости от требований, предъявляемых к слитку, при ЭШП осуществляют хлоркислородное окислительное рафинирование металла, деазотацию и десульфурацию, извлечение металлической составляющей из пылевидных металлоабразивов, раскисление и легирование металлической ванны прямым вводом раскислителей и легирующих элементов через шлак [20]. Процесс происходит в непрерывном режиме с периодической выгрузкой слитков на промышленной установке [21]. Разработанная технология позволяет получить качественные слитки легированных сталей из фрагментированной шихты.

В ИЭС им. Е. О. Патона [22] проведены исследования по ЭШП шламов, получаемых при анодно-механической резке заготовок из сплава ЭИ437БУ и электроконтактной зачистке заготовок из сплава ЖС6КП. Опытные плавки выполняли на установке А-550 в водоохлаждаемом кристаллизаторе диаметром 160 мм. Загрузку шлама в кристаллизатор осуществляли порциями.

Учитывая, что данные шламы имеют достаточно высокое содержание Al_2O_3 , в качестве шлака для электрошлакового переплава выбрали плавленый шпат CaF_2 — основной компонент большинства шлаков, применяемых в электрошлаковых технологиях. Переход Al_2O_3 из шлама в шлак в процессе плавки обеспечивал получение шлака по химическому составу, соответствующему флюсу АНФ-6, что позволило увеличить количество переплавляемого шлама без частичного обновления или полной замены используемого шлака.

Получаемый полупродукт можно использовать при выплавке легированных сталей. Для переплава шлама могут применяться металлические водоохлаждаемые электроды с вольфрамовым или молибденовым наконечником, использование которых для ЭШП дало хорошие результаты [22].

Таким образом, рассмотренные технологии электродугового переплава и ЭШП металлоабразивных отходов позволяют получать либо паспортные слитки, которые могут использоваться при последующей выплавке высоколегированных сталей, либо непосредственно слитки соответствующих марок высоколегированных сталей. Однако эти технологии не применялись для получения лигатур и других шихтовых материалов, пригодных для производства порошковых наплавочных проволок. Как указывалось выше, такие материалы должны относительно легко размалываться в порошок.

С целью получения из металлоабразивных отходов высоколегированных лигатур, отвечающих сформулированным выше требованиям, в ИЭС им. Е. О. Патона предложена технология переработки отходов шлифования инструментов из быстрорежущей стали [23]. Учитывая тот факт, что в настоящее время номенклатура применяемых марок быстрорежущих сталей относительно невелика и зачастую ограничивается сталью Р6М5, получение шихты примерно одного и того же химического состава не представляет больших сложностей.

Первоначально разработана технология переработки отходов, включающая операции проковки, магнитной сепарации для очистки от компонентов абразивных кругов, ЭШП с использованием нерасходуемого графитового электрода, размола и отсева шихты на требуемые фракции. При проведении экспериментов установлено, что для обеспечения устойчивости процесса ЭШП и максимального выхода качественной лигатуры удельная мощность должна быть не менее 100 Вт/см^2 . При этом скорость подачи шлама должна составлять 2...3 кг/мин.

В состав получаемой лигатуры входит достаточное количество таких дорогостоящих легирующих элементов, как вольфрам, молибден, ванадий, она также содержит более 3 мас. % С и поэтому легко размалывается (табл. 2) (рис. 2).

Химический анализ лигатуры, полученной из отходов, которые не проходили предварительную подготовку (опыт № 1, табл. 2), показал, что она, как правило, содержит более 12 мас. % Si, что не всегда допустимо. Такое высокое содержание кремния в лигатуре объясняется тем, что в отходы попадает карбид кремния из абразивных кругов. Предварительная магнитная сепарация отходов позволяет существенно понизить содержание кремния в лигатуре (опыт № 2, табл. 2). Однако это достаточно дорогостоящая операция, требующая применения специального оборудования.

Известно, что карбид кремния может восстанавливать оксиды большинства других металлов, в результате чего образуется диоксид кремния, который при ЭШП легко удаляется в шлак. Были

Таблица 2. Результаты химического анализа состава (мас. %)* отходов до и после специальной подготовки, а также получаемых из них лигатур

№ опыта	Материал, способ его подготовки и лигатура	C	Si	Al	Cr	W	V	Mo	Co
1	Отходы	1,8	16,0	15,0	1,2	5,0	0,9	0,9	0,4
	Лигатура	3,7	12,5	0,2	3,5	5,2	0,8	1,4	0,5
2	Отходы	1,8	16,0	15,0	1,2	5,0	0,9	0,9	0,4
	Отходы после магнитной сепарации	1,7	5,0	4,0	3,6	9,5	1,3	1,4	0,6
	Лигатура	4,1	1,1	0,6	3,9	11,4	0,7	2,3	0,3
3	Отходы	1,8	16,0	15,0	1,2	5,0	0,9	0,9	0,4
	Отходы после окисления	2,2	5,8	3,9	2,4	4,4	0,8	0,8	0,3
	Лигатура	4,5	1,3	0,3	1,3	10,7	0,4	2,3	0,2

* Остальное железо.



Рис. 2. Вид лигатуры, полученной из металлоабразивных отходов шлифования быстрорежущей стали, до измельчения (а) и после него (б)

проведены эксперименты по замене магнитной сепарации предварительным высокотемпературным окислением металлоабразивных отходов при температуре 900 °С, в результате чего масса шлама несколько увеличилась. При проведении экспериментов по ЭШП окисленных отходов в водоохлаждаемом медном кристаллизаторе установлена зависимость между степенью K окисленности материала (отношение массы окисленного шлама к массе исходного) и содержанием кремния в выплавляемой лигатуре. Так, при $K = 1,0...1,05$ содержание кремния в лигатуре остается достаточно высоким — 9...12 мас. %, при $K = 1,1...1,2$ оно снижается до 4,8...6,9 %, а при $K = 1,3...1,5$ — до 1,3 мас. % (опыт № 3, табл. 2). Таким образом, изменяя степень окисленности шихты, можно управлять содержанием кремния в лигатуре. При этом содержание других легирующих элементов в лигатурах, выплавленных предварительно окисленной шихты, находится в тех же пределах, что и в лигатуре, полученной из отходов, прошедших магнитную сепарацию.

С использованием этой лигатуры изготовлены опытные партии порошковых проволок ЦП-АН132 и ПН-АН147, обеспечивающих получение наплавленного металла типа инструментальных сталей

[24]. Порошковые проволоки этого типа широко применяются для наплавки прокатных валков, штампов и штамповой оснастки различного типа [1]. Кроме лигатуры, в шихту порошковых проволок дополнительно вводили ферросплавы с целью получения наплавленного металла, соответствующего по составу маркам указанных проволок. Исследования металла, наплавленного опытными порошковыми проволоками, показало, что по твердости и другим механическим свойствам он соответствует металлу, наплавленному стандартными порошковыми проволоками ПП-АН 132 и ПП-АН147. Эти эксперименты подтвердили эффективность разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона технологии переработки металлоабразивных отходов быстрорежущей стали, включающей высокотемпературное окисление и ЭШП с использованием нерасходуемого водоохлаждаемого электрода, и перспективность применения получаемой лигатуры для производства высоколегированных наплавочных материалов.

Выводы

1. Металлоабразивные отходы шлифования высоколегированных сталей, собираемые на металлургических и машиностроительных предприяти-

ях, могут служить сырьем для производства лигатур для наплавочных материалов. Для того чтобы такие отходы могли использоваться для производства наплавочных материалов, они и технология их переработки должны отвечать ряду требований.

2. В ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология переработки металлоабразивных отходов быстрорежущей стали, включающая высокотемпературное окисление и ЭШП с использованием нерасходуемого водоохлаждаемого электрода. Экспериментальным путем подтверждена перспективность применения получаемой лигатуры для производства высоколегированных наплавочных материалов.

1. *Рябцев И. А.* Наплавка деталей машин и механизмов. — Киев: Экотехнология, 2004. — 160 с.
2. *Ресурсосберегающий* и природный потенциал порошковых материалов и технологий: реализация в сфере переработки вторичных ресурсов / С. С. Кипарисов, О. В. Падяко, Ю. В. Левинский, В. Л. Эрикман // Порош. металлургия. — 1993. — № 6. — С. 1–4.
3. *Габриелов И. П., Керженцева Л. Ф.* Свойства порошка, полученного из металлоабразивных отходов быстрорежущей стали // Там же. — 1985. — № 9. — С. 133–136.
4. *Бабий В. М., Кондратенко З. Ф., Рыбалка В. П.* Использование пылевидных отходов абразивной зачистки металла проката в производстве электродов для сварки чугуна // Свароч. пр-во. — 1989. — № 10. — С. 32–33.
5. *Наплавка* валков сортопрокатного стана порошковой проволокой с пихтой из металлоотходов слитков легированных сталей и сплавов / Г. А. Поздеев, И. Н. Шеенко, В. И. Титаренко, И. А. Крутчик // Тез. докл. всесоюз. семинара «Восстановление и упрочнение деталей металлургических агрегатов наплавкой, напылением и термообработкой», г. Москва, сент. 1990 г. — М.: ЦНИИГЭИ ЧМ, 1990. — С. 3.
6. *Поздеев Г. А., Олейник В. А.* О возможности использования дисперсных отходов механической обработки слитков для наплавки плазменной дугой // Свароч. пр-во. — 1990. — № 10. — С. 32–33.
7. *Эффективные* процессы обдирочного шлифования / Л. Р. Тагер, И. Я. Жабин, Б. Т. Горшков и др. // Бюл. Ин-та Черметинформация. — 1972. — № 15. — С. 11–16.
8. *А. с. 944659 СССР, МКН В 03 С 1/08.* Электромагнитный сепаратор / Ю. И. Тамбовцев, И. Н. Бурачонок. — Оpubл. 23.10.80; Бюл. № 27.
9. *Пат. 377240 Австрия, МКН С 01 G 001/00.* Способ переработки стружки, в частности, шлифовальной пыли / W. Hans, K. Steinmark, M. Wolfgang, L. Steiermark. — Оpubл. 25.02.85.
10. *Габриелов И. П., Рапопорт Л. А., Слабодкин В. Ю.* Переработка мелкофракционных отходов легированной стали // Сталь. — 1989. — № 10. — С. 39.

11. *Badanie i opracowanie technologii odzysku stopow AlNiCo ze szlamow poszlifierskich* / W. Radzikowski, T. Piecuch // Optym. wykorzyst. sur. miner, proces, przerobki i przerworstwa: Mater. sympoz., Zakopane, 25–27 pazdz. 1988. — Krakow, 1988. — S. 25–27.
12. *Пат. 4409020 США, МКН С 22 С 1/04, В 02 F 9/04, НКН 75/05 В.* Извлечение металлов из шламов, образующихся при шлифовании / J. L. Holman, L. A. Neumeier. — Оpubл. 11.10.83.
13. *Довгий И. И., Волобуев В. Ф., Анкудинов Н. В.* Заготовка и переработка вторичных металлов. — М.: Металлургия, 1980. — 407 с.
14. *Тагер Л. Р., Караваев В. М.* Утилизация отходов шлифования прецизионных сплавов // Бюл. Ин-та Черметинформация. — 1979. — № 21. — С. 37.
15. *Павлищев В. Б., Сало Г. Д.* Использование шлифовального шлама при выплавке коррозионностойкой стали // Сталь. — 1985. — № 10. — С. 42–43.
16. *Волкотруб Н. П., Латаш Ю. В.* Исследование возможности извлечения металлических компонентов из шлама с помощью электрошлаковой плавки // Спец. электрометаллургия. — 1981. — № 46. — С. 32–35.
17. *Пат. 2505378 Германия, МКН С 21 С 5/52.* Способ восстановления металлических компонентов из шлифовочной пыли / Г. Соинтаг, Х. Валаш. — Оpubл. 14.08.78.
18. *Волков А. Е., Бедрин Н. И.* Особенности электрошлакового переплава абразивной пыли // Сталь. — 1994. — № 3. — С. 70–71.
19. *Соколов В. М., Федоренко И. В.* Усовершенствованная технология рафинирующего переплава шлама и шифотходов сплава ЮНДК // Процессы литья. — 2001. — № 3. — С. 81–84.
20. *Богданов С. В.* Перспективы использования технологии ЭШР для утилизации металлоотходов // Сталь. — 1990. — № 6. — С. 36–37.
21. *Яковенко В. А., Лютый И. Ю.* Установка для электрошлаковой выплавки и рафинирования металлов и сплавов из некомпактной пихты УО-105: Сер. Спецэлектрометаллургия. — Киев, 1989. — [4 с.]. — (Информ. письмо / АН УССР. Ин-т электросварки им. Е. О. Патона; № 5 (1712)).
22. *Лютый И. Ю., Волкотруб Н. П., Латаш Ю. В.* К вопросу использования охлаждаемых нерасходуемых электродов при электрошлаковой обработке металлов // Спец. электрометаллургия. — 1976. — № 30. — С. 28–33.
23. *Лентюгов И. П.* Разработка технологии получения лигатур для порошковых проволок с использованием отходов шлифовального производства // II Всеукр. наук.-техн. конф. молодых ученых та специалистов: Тез. доп., Київ, 25–27 червн. 2003 р. — К.: Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона, 2003. — С. 41.
24. *Изготовление* порошковых проволок для наплавки и дуговой металлизации с использованием в пихте отходов шлифования быстрорежущих сталей / И. А. Рябцев, Ю. М. Кусков, О. Г. Кузьменко, И. П. Лентюгов // Сварка и родственные технологии 2002: Тез. докл. Междунар. конф. (Бенардосовские чтения), г. Киев. 22–26 апр. 2002 г. — Киев: Ин-т электросварки им. Е. О. Патона, 2002. — С. 44–45.

Methods for preparation of metal-containing grinding wastes for processing and technologies for processing the abrasive grinding metal-containing wastes are considered. Foreign and domestic experience in utilisation and processing of such wastes is described.

Поступила в редакцию 29.11.2007

АГЛОМЕРИРОВАННЫЕ ФЛЮСЫ — НОВАЯ ПРОДУКЦИЯ ОАО «ЗАПОРОЖСТЕКЛОФЛЮС»

В. В. ГОЛОВКО, д-р техн. наук, **В. И. ГАЛИНИЧ**, **И. А. ГОНЧАРОВ**, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Н. Я. ОСИПОВ, **В. И. НЕТЯГА**, **Н. Н. ОЛЕЙНИК**, инженеры (ОАО «Запорожстеклофлюс»)

Рассмотрены достоинства и недостатки применения плавных и агломерированных флюсов при дуговой сварке. Отмечены особенности новой синергетической технологии изготовления агломерированных флюсов в г. Запорожье.

Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочные низколегированные стали, агломерированный флюс, производство труб, технология изготовления флюса, свойства сварных соединений

При изготовлении сварных конструкций, аппаратов, изделий стали остаются самым распространенным конструкционным материалом, однако в последние годы в отечественной промышленности заметно изменилась их номенклатура. Если раньше большинство сварных швов выполняли на низкоуглеродистых сталях, а из низколегированных наибольшее распространение имели стали марок 09Г2С и 10ХСНД ($\sigma_b = 400 \dots 550$ МПа), то в настоящее время наблюдается постоянное увеличение объемов потребления высокопрочных низколегированных (ВПНЛ) сталей ($\sigma_b \geq 620$ МПа). Они отличаются не только повышенными прочностными характеристиками, но и более высокой вязкостью, пластичностью в результате снижения содержания вредных примесей, микролегирования и применения специальных режимов термомеханической обработки.

Новое поколение сталей потребовало новых сварочных материалов. Так, например, в ходе первых же работ по освоению технологии изготовления сварных конструкций из ВПНЛ сталей было установлено, что плавные флюсы марганец-силикатного типа (АН-348А, ОСЦ-45, АН-60), которые имели до настоящего времени наиболее широкое применение, не в состоянии обеспечить возможность получения металла швов, близких по своим характеристикам к свойствам основного металла. Флюсы этих марок вытесняются из производства агломерированными флюсами алюминатно-основного или алюминатно-рутилового типов, так как они, как правило, имеют более высокую основность по сравнению с марганец-силикатными флюсами. Но, с другой стороны, почему на замену им не приходят плавные флюсы более высокой основности? Для ответа на этот вопрос требуется более детально разобраться в

особенностях сварки под агломерированными флюсами.

Различия в технологии изготовления определяют преимущества и недостатки каждого из двух основных видов сварочных флюсов — плавных и неплавных. Плавные флюсы в процессе изготовления доводятся до состояния плавления в газопламенных или электродуговых печах с последующей термической и механической обработкой полученного материала. Неплавные (агломерированные или керамические) флюсы в процессе изготовления не подвергаются термической обработке при температурах, равных или превышающих температуру плавления смеси шихтовых компонентов.

Плавные флюсы отличаются высокой гомогенностью состава зерен, повышенной стойкостью к истиранию и низкой склонностью к сорбированию влаги в процессе транспортирования, хранения и использования, но имеют ограниченные возможности влияния на металлургические процессы в зоне горения сварочной дуги и в сварочной ванне.

По сравнению с плавными неплавные флюсы характеризуются более широкими возможностями влияния на развитие металлургических процессов при дуговой сварке под флюсом, но имеют два существенных недостатка: повышенную склонность к истиранию и высокую склонность к сорбированию влаги из окружающего воздуха.

Указанные недостатки неплавных флюсов определяются тем, что соединение отдельных шихтовых компонентов в зернах флюса происходит за счет адгезионных свойств специальных связующих веществ, механические свойства и способность к сорбированию атмосферной влаги которых существенно отличаются от плавных продуктов.

В случае сварки под агломерированным флюсом содержание кислорода в зоне горения дуги, при прочих равных условиях, выше по сравнению

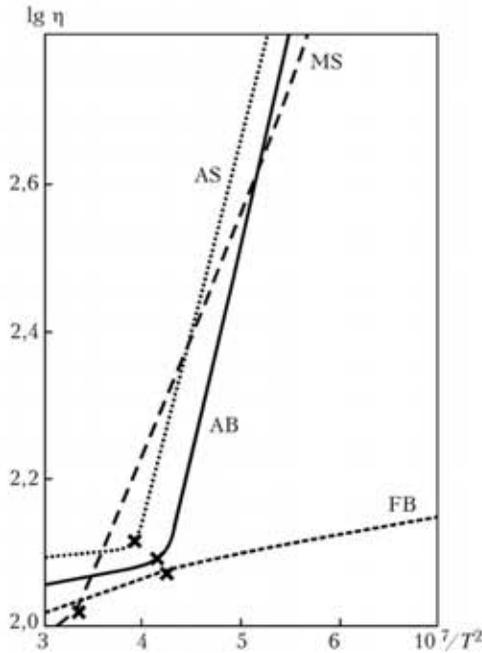


Рис. 1. Температурная зависимость вязкости флюсов

с плавным флюсом, что обусловлено отсутствием процесса плавления шихтовых компонентов при изготовлении флюса. Кроме того, наличие сухого остатка жидкостеклольной связки в составе агломерированного флюса способствует увеличению стабильности горения сварочной дуги и ее удлинению, в результате время пребывания капля электродного металла в газовой фазе возрастает. При этом содержание кислорода в металле капля может значительно превышать максимальную его растворимость в железе. Повышение содержания в расплавленном металле такого поверхностно-активного элемента, как кислород способствует изменению направления движения потоков металла в ванне от центробежного к центростремительному, что вызывает изменение формы металла шва [1]. Практика применения агломерированных флюсов показала, что при сварке под ними глубина проплавления основного металла примерно на 20 % выше, чем в случае использования плавных флюсов, что позволяет снизить погонную энергию процесса. Переход при сварке труб большого диаметра в заводских условиях с плавных флюсов на агломерированные позволил снизить на 25...30 % ширину швов и соответственно расход сварочной проволоки.

Состав шлаков агломерированных флюсов, как правило, отличается от эвтектического, характерного для плавных флюсов, поэтому они характеризуются более высокой температурой плавления и более высокой скоростью нарастания вязкости при снижении температуры. Данные, приведенные на рис. 1, показывают, что по своей способности к формированию сварного шва агломерированные флюсы алюминатно-основного

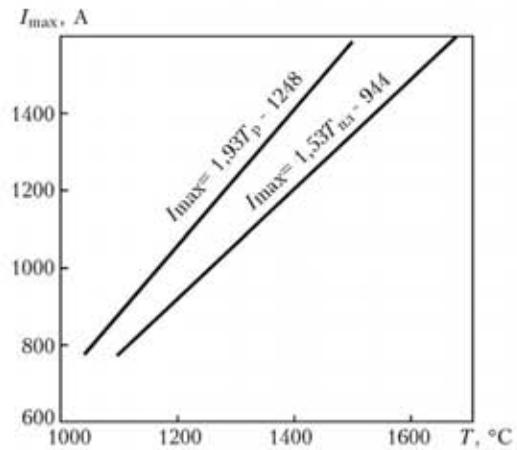


Рис. 2. Зависимость допустимой токовой нагрузки от температур размягчения и плавления сварочных флюсов [2]

(AB) типа близки к плавным флюсам марганец-силикатного (MS) и алюминатно-силикатного (AS) типов, при этом по показателю основности они находятся на одном уровне с плавными флюсами флюоритно-основного (FB) типа.

Температуры размягчения и плавления флюсов определяют еще одну важную характеристику — допустимую токовую нагрузку (допустимую плотность тока в сварочном электроде). Этот показатель самым непосредственным образом влияет на производительность процесса, его эффективность, возможность использования многодуговой сварки. При повышении сварочного тока увеличивается давление дуги, поэтому для сохранения шлаковой каверны вокруг зоны горения дуги требуется обеспечить определенные характеристики флюса: насыпную массу, температурную зависимость вязкости шлакового расплава и толщину стенок шлаковой каверны. Первая из этих величин определяется гранулометрическим составом флюса и не зависит от температуры. Вторая была рассмотрена выше, а третья определяется температурами размягчения T_p и плавления флюсов $T_{пл}$. На рис. 2 показана экспериментально установленная зависимость допустимой токовой нагрузки от T_p и $T_{пл}$.

Повышенная температура плавления агломерированного флюса способствует уменьшению его расхода на образование шлаковой корки и он ниже на 15...20 %, чем у плавных флюсов. Соответственно снижается и выделение сварочного аэрозоля.

Отсутствие процессов плавления в технологии изготовления агломерированных флюсов предопределяет, во-первых, более высокий их кислородный потенциал по сравнению с плавными флюсами и, во-вторых, гетерогенность (присутствие кристаллической и стекловидной фаз) шлака. При этом следует отметить, что, если при использовании плавных флюсов их окислительная способность связывается преимущественно с содер-

Результаты оценки гигиенических характеристик содержания токсических веществ в сварочном аэрозоле, выделяющихся при сварке под флюсом

Марка флюса	Валовые выделения аэрозоля, мг/мин	Фториды, %		Бифториды, % (II)	Соединения марганца, % (II)
		растворимые (II)	нерастворимые (III)		
АНКС-28	11,8	12,5	2,1	—	4,4
АН-60	13,5	19,0	1,3	11,4	7,6
АН-348А	15,8	17,1	2,5	12,3	11,5

Примечание. В скобках указан класс опасности: II — вещества высокоопасные; III — умеренно опасные.

жанием кремнезема (флюсы CS, MS, ZS, RS, AS типов), то агломерированные флюсы способны обеспечить требуемый уровень кислородного потенциала в результате введения в их состав высших оксидов металлов, карбонатов или других легкодиссоциирующих компонентов. Использование отмеченных ингредиентов при формировании состава агломерированных флюсов создает возможность обеспечения хорошей отделимости шлаковой корки с поверхности металла шва при сварке под флюсами повышенной основности [3].

В настоящее время областью наиболее широкого применения сварочных флюсов является изготовление труб большого диаметра. В связи с переходом трубосварочных заводов Украины и России на выпуск труб из ВПНЛ сталей возросли объемы потребления агломерированных флюсов алюминатно-основного или алюминатно-рутилового типов, поставляемых зарубежными изготовителями сварочных материалов (ОР 132, ОР 192, ОК.10.74 и др.). Производство сварочных флюсов в Челябинске, Запорожье, Никополе, Новомосковске имеет более чем 50-летнюю историю и, вполне естественно, такой опыт должен быть использован при дальнейшем совершенствовании имеющихся на этих заводах технологий. Неудивительно, что именно на Челябинском трубопрокатном заводе появилась первая в России технологическая линия производства агломерированных флюсов, продукция которой ориентирована, в первую очередь, на собственное трубное производство. Запорожский завод сварочных флюсов и стеклоизделий (ЗЗСФС) в свое время создавался и остается до настоящего времени самым крупным производи-

телем сварочных флюсов в Европе. Работники этого предприятия имеют многолетние устоявшиеся связи с потребителями своей продукции, производят постоянный мониторинг рынка. Руководством ЗЗСФС было принято решение об организации на собственных площадях участка по изготовлению высококачественных агломерированных флюсов производительностью 4 тыс. т в год.

В ходе обсуждения со специалистами ИЭС им. Е. О. Патона различных технологий изготовления сварочных флюсов были детально рассмотрены все достоинства и недостатки как газопламенного и электродугового процессов, так и агломерирования. В результате появилась идея создания процесса, который позволяет объединить преимущества, присущие технологии производства плавящихся флюсов, с таковыми, но характерными для технологии изготовления агломерированных флюсов (так называемый синергетический эффект).

Известно, что плавящиеся флюсы характеризуются высокой стойкостью против разрушения зерен в процессе транспортирования, хранения и использования, а также низкой склонностью к сорбированию атмосферной влаги. В то же время сварка под агломерированными флюсами в результате более высокой их металлургической активности обеспечивает повышенное содержание марганца, снижение содержания кремния в наплавленном металле, а также улучшение сварочно-технологических свойств в сравнении с плавящимися флюсами сопоставимого состава. Объединение трех технологий изготовления флюсов (газопламенной и электродуговой плавки, а также агломерирования) в одном процессе позволило существенно повысить качество конечного продукта вследствие синергетического эффекта от объединения преимуществ каждой из них.

Введение в состав шихты частиц плавящихся шлаков позволило снизить склонность гранул (зерен) флюса к механическому разрушению в процессе транспортирования, хранения и использования, а также уменьшить склонность флюсов к сорбированию атмосферной влаги, а технология агломерирования флюсов на заключительном этапе их изготовления разрешает обеспечить разви-

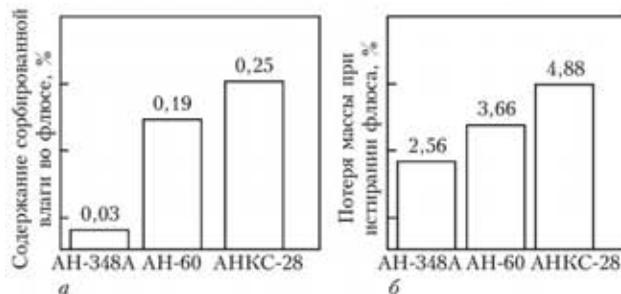


Рис. 3. Склонность флюсов к сорбированию влаги из окружающего воздуха (а) и к истиранию во флюсоотсосах (б)

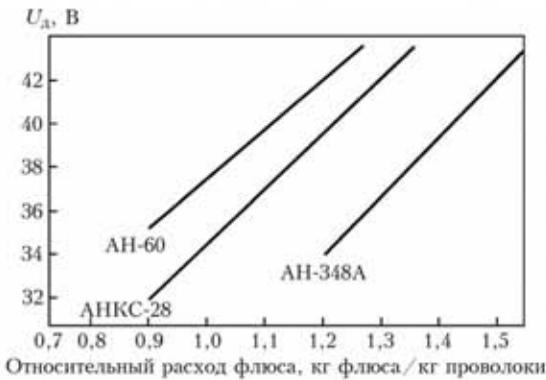


Рис. 4. Относительный расход флюсов при сварке проволокой $\varnothing 4$ мм

тие металлургических процессов, характерное для неплавленных флюсов.

В настоящее время ЗЗСФС освоил промышленное производство агломерированных флюсов типа АНКС с использованием синергетической технологии их изготовления. В таблице и на рис. 3–5 приведены результаты сопоставления агломерированного флюса АНКС-28, изготовленного по синергетической технологии, с плавными флюсами АН-348А и АН-60.

В таблице приведены данные, полученные в ходе испытаний, которые выполнены ИЭС им. Е. О. Патона и ЗЗСФС совместно с Институтом медицины труда АМН Украины. Для определения склонности к сорбированию влаги из окружающего воздуха навески флюсов после просушки выдерживали в течение семи суток в эксикаторе с относительной влажностью 78,8 % при температуре 20 °С. Склонность гранул флюса к истиранию при транспортировании по флюсоотсосу определяли по методике ИЭС им. Е. О. Патона [4]. Образцы наплавленного металла для определения ударной вязкости получали при однодуговой сварке проволокой марки Св-07Г1НМА диаметром 4 мм. В ходе этих испытаний измеряли также относительный расход флюсов.

Приведенные данные показывают, что по своим эксплуатационным характеристикам (склонность к сорбированию влаги, стойкость против

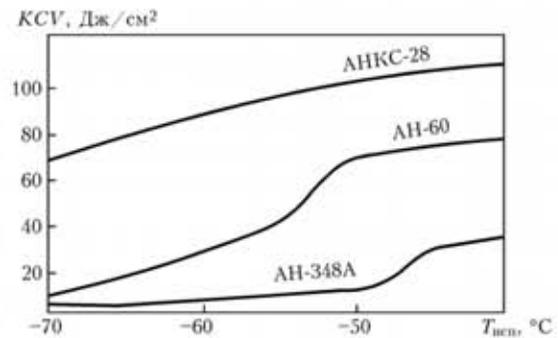


Рис. 5. Ударная вязкость наплавленного металла при сварке проволокой Св-07Г1НМА $\varnothing 5$ мм под разными флюсами

истирания, относительный расход) агломерированный флюс АНКС-28 близок к плавному флюсу АН-60, а по санитарно-гигиеническим показателям имеет заметные преимущества по сравнению с плавными флюсами. Флюс АНКС-28 обеспечивает ударную вязкость наплавленного металла свыше 60 Дж/см² при температурах испытания до -70 °С.

Учитывая приведенные результаты, а также то, что себестоимость изготовления флюсов по синергетической технологии ниже по сравнению с флюсами, которые изготавливаются с использованием методов плавления, ЗЗСФС совместно с ИЭС им. Е. О. Патона рекомендуют потребителям флюс нового поколения АНКС-28 в качестве достойной замены флюсов АН-348А и АН-60.

1. Головки В. В. Влияние физико-химических свойств флюса на движение жидкого металла в сварочной ванне // Автомат. сварка. — 1994. — № 9/10. — С. 20–23.
2. Davis M. L. E., Bailey N. Have we the right ideas about fluxes? // Trends in steel and consumables for welding — an international conference, London 14–16 Nov., 1978. — Abington. — 1979. — VI. — P. 231–247.
3. Исследование отделимости шлаковой корки при сварке под керамическими флюсами алюминатного типа / И. К. Походня, В. В. Головки, Д. М. Кушнерев // Тез. докл. Всесоюз. конф. по сварочным материалам, 10–14 окт. 1983 г. Череповец. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1983. — С. 30–31.
4. Кушнерев Д. М., Головки В. В. Способ количественной оценки стойкости гранул флюса против истирания // Информ. материалы СЭВ по проблеме «Сварка». — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона. — 1984. — № 1. — С. 76–77.

The advantages and disadvantages of application of fused and agglomerated fluxes for arc welding are considered. The features of the new synthesized technology of manufacturing agglomerated fluxes in the city of Zaporozhje are noted. It is shown that as to their performance they are close to AN-60 fused flux, and are superior to the latter as to their sanitary-hygienic parameters.

Поступила в редакцию 18.07.2008

СВАРКА СТЫКОВЫХ ШВОВ МОСТОВЫХ КОНСТРУКЦИЙ И ТРУБОПРОВОДОВ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ УПРАВЛЕНИЯ ПЕРЕНОСОМ МЕТАЛЛА

М. В. КАРАСЕВ, д-р техн. наук, **Д. Н. РАБОТИНСКИЙ**, инж. (ЗАО НПФ «ИТС», г. С.-Петербург, РФ),

А. Н. АЛИМОВ, инж. (ООО «АРКСЭЛ», г. Донецк),

В. Г. ГРЕБЕНЧУК, канд. техн. наук (ЦНИИС НИЦ «Мосты», г. Москва, РФ),

С. В. ГОЛОВИН, канд. техн. наук (ООО «Институт ВНИИСТ», г. Москва, РФ),

Р. РОЗЕРТ, канд. техн. наук («Drahtzug Stein», Германия)

Приведены результаты разработки технологии сварки стыковых швов трубопроводов в монтажных условиях. Отмечены преимущества новых видов порошковых проволок с рутиловым типом сердечника, реализуемых при использовании выпрямителя ВД-506ДК. Даны рекомендации по выбору защитных смесей и режимам сварки.

Ключевые слова: дуговая сварка, бесшовные порошковые проволоки, мостовые конструкции, трубопроводы, технология сварки, металл шва, механические свойства

С 2005 г. группа предприятий ИТС в тесном взаимодействии с ведущими отраслевыми институтами России (ЦНИИС НИЦ «Мосты» и ООО «Институт ВНИИСТ») и разработчиками и производителями порошковых проволок (фирмой «Drahtzug Stein», Германия и ее украинским партнером ООО «АРКСЭЛ») начала исследования и эксперименты по созданию технологии сварки стыковых швов в монтажных условиях с целью разработки технологии сварки для таких объектов, как нефтегазовый комплекс, строительство мостов, резервуаров и др.

С учетом повышенных требований к надежности всей технологии сварки в различных климатических условиях в качестве базовых были выбраны бесшовные порошковые проволоки и сварочные выпрямители серии ВДУ, которые показали высокую надежность при сварке в судостроении и могли удовлетворять требованиям нормативной документации в указанных выше отраслях.

С применением новых сварочных установок и качественными изменениями в стабильности их работы на различных режимах, которые ранее считались неблагоприятными по технологическим соображениям, появилась необходимость разработки сварочных материалов, способных полностью реализовать новые возможности оборудования при полуавтоматической и автоматической сварке. Эти возможности включают обеспечение более стабильного перехода легирующих элементов в металл шва в широком диапазоне режимов сварки и соответственно получение тре-

буемых структуры и свойств металла швов, управление поведением сварочной ванны при сварке в различных пространственных положениях.

В работах [1, 2] подробно описаны параметры режимов механизированной сварки в защитных газах проволокой сплошного сечения с использованием традиционных сварочных выпрямителей типа ВДУ-506, ВДУ-601, ВС-600 и др. В основном речь идет о работе с проволокой сплошного сечения Св-08Г2С диаметром 1,2...1,6 мм в сочетании с защитным газом CO_2 или смесью газов 82 % Ar + 18 % CO_2 в диапазоне токов дуги 140...450 А и напряжении на дуге 17...34 В.

Недостатком использования названной выше традиционной сварочной техники и проволоки сплошного сечения для механизированной сварки в защитных газах является сложность работы сварщика по управлению течением металла в сварочной ванне и формированию шва, особенно в пространственных положениях, повышенное разбрызгивание в области токов 180...230 А, недостаточная стабильность и управляемость сварочной дуги. При использовании порошковых проволок стабильность процесса сварки повышается, но требуется увеличение сварочного напряжения (как правило, до 27 В и более), что в сочетании с традиционными сварочными выпрямителями затрудняет сварку корневого слоя стыковых швов, вызывает перегрев свариваемого изделия и требует введения дополнительных технологических приемов (например, керамических подкладок) для формирования требуемого проплавления кромок. Для сварки на керамических подкладках приходится увеличивать зазор между свариваемыми кромками, что приводит к перерасходу присадоч-

ного материала и снижает производительность процесса сварки. Кроме того, при сварке трубных стыков сварку предпочтительно выполнять с одной стороны и применение подкладок здесь проблематично.

Для работы с порошковыми проволоками группой предприятий ИТС предложен новый для России класс сварочных выпрямителей, обеспечивающих увеличение стабильности горения дуги в области малых напряжений (14...21 В) и возможность сварки «на весу» с гарантированным проплавлением кромок и формированием обратного валика шва с благоприятной формой и плавными переходами к основному металлу. Отличие этих источников от традиционных сварочных выпрямителей заключается в том, что при коротком замыкании дугового промежутка или при снижении действующего напряжения на дуге в процессе роста капли происходит подача импульса дополнительной энергии в дуговой промежуток от отдельного встроенного источника энергии. При этом осуществляется стабилизация напряжения на дуге на участке сварочной цепи «дроссель выпрямителя — дуга». Серийно выпускаются два вида таких выпрямителей: ВД-506ДК (серия 04), у которых дополнительная энергия формируется при разряде индуктивного накопителя, и ВДУ-511, у которых дополнительная энергия формируется при разряде батарей конденсаторов.

Использование указанных выпрямителей обеспечивает серьезные технические и экономические преимущества перед сварочными установками, описанными выше. По сравнению с традиционными выпрямителями эти преимущества заключаются в том, что новые выпрямители стабильно работают во всем диапазоне токов дуги, которые необходимы сварщику для формирования гарантированного провара в различных технологических условиях, т. е. сварщик может выбирать режим сварки, исходя из условий получения максимальной производительности процесса, которую допускает конструкция сварного соединения. Кроме того, у этих выпрямителей высокая скорость отработки динамических процессов в цепи прохождения сварочного тока, что обеспечивает эффективную сварку порошковыми проволоками на токах до 500 А и возможность регулирования напряжения на дуге в широких пределах. Все это позволяет сварщику производить сварку как корневого, так и заполняющих слоев шва без риска появления дефектов сплавления и с гарантией благоприятного формирования обратного валика при односторонней сварке «на весу».

Сочетание технологических возможностей выпрямителей ВД-506ДК и ВДУ-511 с особенностями переноса металла и формирования шва при использовании порошковых проволок открыло новые возможности для создания технологии

сварки стыковых швов трубопроводов и мостовых конструкций в монтажных условиях со свободным формированием.

Как известно, имеется большое разнообразие типов порошковых проволок по виду сечения и технологии формирования оболочки. Например, бесшовные порошковые проволоки (Drahtzug Stein, FILEUR, Nittetsu), изготавливаемые прокаткой и волочением заранее сваренной и заполненной порошком трубы, имеют большое количество технологических переделов, поэтому являются более дорогостоящими, чем проволоки с негерметичным продольным швом. Вместе с тем бесшовные порошковые проволоки допускают нанесение на поверхность медных или других покрытий, улучшающих электрический контакт поверхности проволоки с токоподводящим мунштуком, и обеспечивают низкое содержание диффузионно-подвижного водорода в металле сварных швов, что важно при сварке ответственных соединений из сталей повышенной прочности.

Технология производства различных типов проволок влияет на специфику их применения. Для сварки стыковых швов трубопроводов и мостовых конструкций в монтажных условиях в качестве базовой нами была выбрана бесшовная порошковая проволока с двумя типами флюсового наполнителя, соответственно проволока с металлопорошковым и рутиловым сердечником.

Металлопорошковая проволока имеет очень малую долю флюсовых добавок (до 0,5 %) и в процессе сварки не оставляет на поверхности шва шлаковой корки. Это позволяет с успехом использовать ее для сварки «на весу» корня стыковых швов с гарантированным проваром и отличным формированием обратного валика шва, сваривать заполняющие слои без зачистки шлака в промежутках между проходами, минимизировать риски появления шлаковых включений в корне и шве в целом.

Металлопорошковые проволоки POWER BRIDGE 50M и POWER BRIDGE 60M разработаны ЗАО НПФ «ИТС» (С.-Петербург), фирмой «Drahtzug Stein» (Германия) и ОАО ЦНИИС НИЦ «Мосты» на базе серийной металлопорошковой проволоки MEGAFIL 710M специально для механизированной сварки в защитных газах в климатических условиях России в сочетании с выпрямителями ВД-506ДК и ВДУ-511. Эти выпрямители обеспечивают три специфических режима переноса электродного металла — «короткой дугой» (процесс ВКЗ с вынужденными короткими замыканиями), «средней дугой» (захоленная струя) и «длинной дугой» (струйный перенос электродного металла) [1–3]. Эти проволоки выпускаются в Германии на фирме «Drahtzug Stein» и отличаются от прототипа MEGAFIL 710M дополнительным микролегированием титаном и ни-

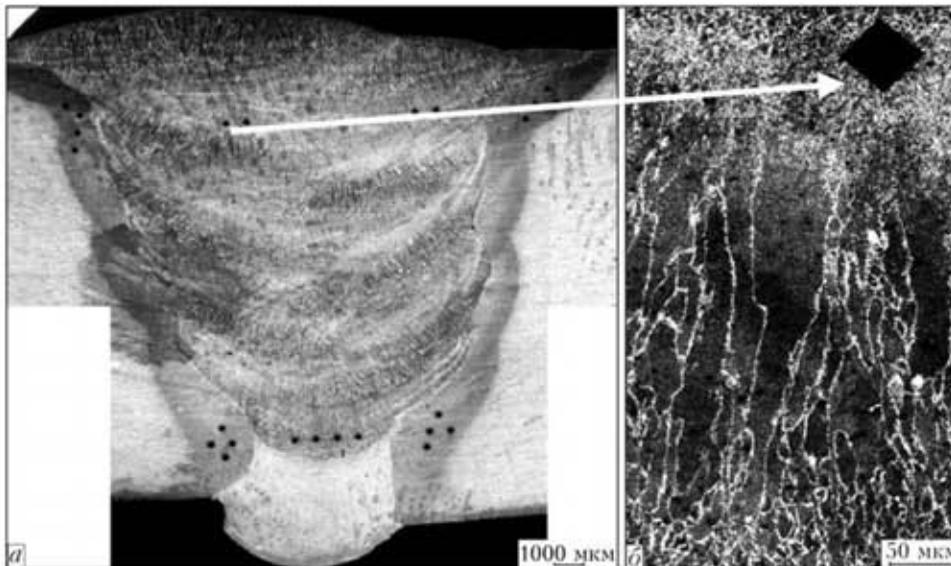


Рис. 1. Макро- (а) и микрошлиф (б) многослойного сварного соединения, выполненного металлопорошковой проволокой POWER BRIDGE 60M (наблюдается подавление роста кристаллитов на начальной стадии их роста)

кем через металлопорошковый сердечник, оптимизацией содержания марганца, кремния и соотношением между ними, ограничением содержания серы и фосфора до 0,010%. При разработке новых проволок были также учтены особенности переноса электродных капель в области короткой сварочной дуги, «захоложенной» струи и «длинной дуги» [1].

При использовании выпрямителей ВД-506ДК и металлопорошковой проволоки типа POWER BRIDGE диаметром 1,2 или 1,6 мм возможна сварка в диапазоне токов 250...480 А при напряжении 22...28 В. Производительность процесса достигает 8 кг/ч в результате возможности увеличения сварочного тока без ухудшения качества сварного соединения. Сварка возможна как в смеси газов, так и в чистом CO_2 . Процесс сварки стабилен во всех пространственных положениях, разбрызгивание электродного металла незначительно, сварщик легко управляет течением металла в сварочной ванне и формированием шва.

Микролегирующие добавки являются очень важной особенностью металлопорошковой проволоки. В сочетании с оптимальным содержанием традиционных раскислителей сварочной ванны кремния и марганца микролегирующие добавки позволяют при охлаждении сварочной ванны обеспечивать наличие многих центров кристаллизации, что дезориентирует направленный рост дендритов и уменьшает их размер. Это приводит к образованию благоприятной мелкозернистой структуры шва и повышает его эксплуатационные характеристики, в частности пластичность и ударную вязкость при температурах до -60°C без снижения прочности.

Существует множество элементов (титан, бор, ванадий и др.), применяемых для микролегирующего действия. При создании проволок POWER BRIDGE

для этой цели использован титан в сочетании с никелем. Наличие дозированного количества титана способствует образованию игольчатого феррита внутри зерен, подавляет выделение первичного феррита по границам зерен. При этом содержание титана в металле шва не должно превышать 0,050 %. Зародышами для формирования игольчатого феррита внутри аустенитного зерна являются в данном случае дисперсные частицы оксида титана.

На рис. 1 показан эффект измельчения структуры при использовании проволоки POWER BRIDGE 60M.

Важным фактором для эффективного действия микролегирующих добавок является обеспечение оптимальных размеров сварочной ванны путем правильного выбора напряжения на дуге и характера переноса капель электродного металла. Выпрямители ВД-506ДК, ВДУ-511 в отличие от других источников питания позволяют выполнять сварку в широком диапазоне режимов с практически неизменным размером капель электродного металла, что и обеспечивает постоянство состава наплавленного металла и его оптимальное микролегирующее действие. В табл. 1 приведены механические свойства металла швов, сваренных порошковой проволокой POWER BRIDGE 60M с использованием различных составов окислительных защитных газов. Полученные значения свойств соответствуют требованиям технической документации для сварных мостовых конструкций из сталей 15XCHД, 15XCHДА и 10XCHДА.

Проволока POWER BRIDGE 50M используется для сварки со свободным формированием вертикальных швов резервуаров из стали 09Г2С в условиях Крайнего Севера, когда требуется обеспече-

Таблица 1. Механические свойства металла швов, полученных с использованием порошковой проволоки POWER BRIGE 60M

Состав защитного газа	σ_b , МПа	σ_t , МПа	KCV, Дж/см ² , при температуре		
			-40 °C	-50 °C	-60 °C
82 % Ar + 18 % CO ₂	610...650	510...570	70...90	50...65	35...45
75 % Ar + 25 % CO ₂	580...610	470...490	90...110	—	50...70
CO ₂	570...600	470...490	90...100	—	50...70

печить большую ударную вязкость при температурах до -50 °C.

Применение металлопорошковых проволок также эффективно при орбитальной сварке неповоротных стыков трубопроводов больших толщин, когда требуется увеличение ударной вязкости в корневой части шва.

Разработку порошковых проволок рутилового типа POWER PIPE 60R и POWER PIPE 90R проводили специально для автоматической орбитальной сварки в защитных газах неповоротных стыков трубопроводов из трубных сталей типа K54-K60 и K65 (X80) с использованием комплекса «ПРОТЕУС» [4]. Эти проволоки также выпускаются в Германии на фирме «Drahtzug Stein» из герметичной бесшовной трубки с флюсом внутри. От стандартной продукции они отличаются тем, что обеспечивают микролегирование шва титаном, бором и никелем, измененное соотношением марганца и кремния, ограничение содержания серы и фосфора до 0,010 %. При разработке этих проволок были скорректированы рецептуры шлаковой составляющей флюсового сердечника для исключения риска образования шлаковых включений при сварке короткой дугой и «захоленной» струей [1].

Применение порошковых проволок с рутиловым типом сердечника с негерметичным швом часто характеризуется затрудненным формированием шва при свободном его формировании в вертикальном и потолочном положениях.

При разработке порошковых проволок POWER PIPE 60R и POWER PIPE 90R доля рутилового быстрокристаллизующегося шлака была увеличена до уровня, который обеспечивает гарантированное благоприятное формирование шва без провисаний и

подтекания сварочной ванны на всем протяжении неповоротного стыка трубы.

При использовании выпрямителей ВД-506ДК и порошковых проволок рутилового типа POWER PIPE 60R (90R) диаметром 1,2 мм при сварке неповоротных стыков труб сварочный ток составляет 190...280 А при напряжении 22...27 В. Производительность процесса достигает 7 кг/ч. После сварки корневого слоя шва не более чем через 10 мин выполняется горячий проход в направлении сверху вниз, который выполняется с минимальной погонной энергией (0,5...0,6 кДж/мм²) на высокой линейной скорости 40...45 см/мин и токе дуги 190...220 А. Затем в направлении снизу вверх вы-

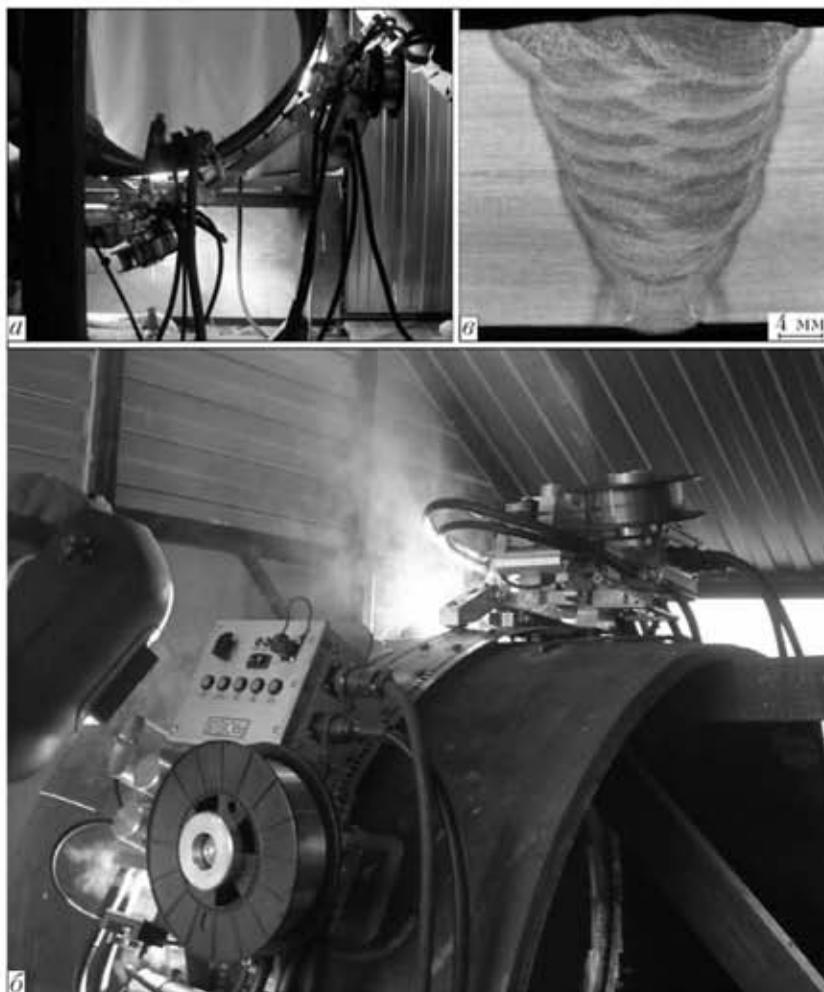


Рис. 2. Начало (а) и конец (б) процесса автоматической сварки неповоротного стыка трубопроводов на комплексе «ПРОТЕУС» и шлиф сварного соединения трубопровода из стали K65 толщиной 27,7 мм (в)

Таблица 2. Механические свойства металла швов при сварке порошковой проволокой POWER PIPE 60R

Марка стали	Состав защитного газа	σ_s , МПа	σ_t , МПа	δ , %	KCV, Дж/см ² , при температуре	
					-20 °C	-40 °C
K60, K56	82 % Ar + 18 % CO ₂	600...620	490...520	25...27	120...160	90...120
K54	75 % Ar + 25 % CO ₂	560...590	480...500	25...27	100...140	80...110
K65	82 % Ar + 18 % CO ₂	650...700	570...600	21...22	—	90...110, корень \geq 60

полняются заполняющие и облицовочные проходы. В зависимости от толщины стенки трубы и требований к ударной вязкости сварного соединения выбирается режим сварки и схема раскладки валиков. При выборе режимов сварки особое внимание обращается на то, чтобы погонная энергия не превышала 1,5 кДж/мм² (рис. 2, а).

При сварке трубных сталей типов K54 и K65 важную роль играет выбор смеси защитных газов при использовании одной сварочной проволоки POWER PIPE 60R для сварки и корня, и заполняющих слоев. Незначительное изменение окислительной способности защитного газа может повлиять на эксплуатационные характеристики металла шва. В качестве примера в табл. 2 приведены результаты механических испытаний металла стыковых швов труб, сваренных в неповоротном положении с использованием комплекса «ПРОТЕУС» и порошковой проволоки POWER PIPE 60R.

В заключение следует отметить, что разработка и серийный выпуск выпрямителей нового поколения типа ВД-506ДК, ВДУ-511, обеспечивающих стабильную работу при различных напряжениях на дуге и реализующих все известные виды каплепереноса электродного металла, позволил перейти к разработке новых технологий механизированной сварки в защитных газах многослойных стыковых швов при строительстве

мостов и прокладке трубопроводов в монтажных условиях.

Разработаны новые бесшовные металлопорошковые проволоки POWER BRIDGE 60M и POWER BRIDGE 50M для механизированной сварки конструкционных сталей типа 10XCHД, 15XCHД, 09Г2С и порошковые проволоки рутилового типа POWER PIPE 60R и POWER PIPE 90R для автоматической сварки трубных сталей в защитных газах во всех пространственных положениях.

Реализация технологических возможностей новых порошковых проволок с помощью выпрямителей ВД-506ДК, ВДУ-511 обеспечивает требуемые эксплуатационные характеристики сварных соединений, а также позволяет существенно увеличить производительность процесса сварки стыковых швов в монтажных условиях.

1. Исследование влияния режимов полуавтоматической сварки в смесях газов и вида переноса электродного металла на химический состав и механические свойства сварного соединения / М. В. Карасев, А. П. Ладьянский, С. В. Головин и др. // Трубопровод. трансп. Теория и практика. — 2006. — № 1. — С. 48–53.
2. Новые разработки НПО «СЭЛМА-ИТС» для дуговой сварки в защитных газах / М. В. Карасев, Д. Н. Работинский, Г. В. Павленко и др. // Автомат. сварка. — 2004. — № 5. — С. 40–45.
3. Особенности современных установок для механизированной сварки плавящимся электродом в защитных газах / М. В. Карасев, Е. М. Вышемирский, В. И. Беспалов и др. // Там же. — 2004. — № 12. — С. 38–42.
4. Работинский Д. Н., Сальников М. Ю. Минимизация затрат при проведении сварочных работ на трубопроводах // Территория нефтегаз. — 2008. — № 6. — С. 134–135.

Results of development of the technology for butt welding of pipelines under field conditions are presented. Advantages of the new types of flux-cored wires with a rutile type core, used with the VD-506DK rectifier, are considered. Recommendations are given for selection of shielding gas mixtures and welding conditions.

Поступила в редакцию 11.08.2008

МЕТАЛЛУРГИЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Академик НАН Украины **И. К. ПОХОДНЯ** (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведен обзор результатов исследований по проблемам металлургии дуговой сварки конструкционных сталей и разработке сварочных материалов в Институте электросварки им. Е. О. Патона. Изложены вопросы, касающиеся стабильности дуги и переноса электродного металла, испарения металла и шлака, образования сварочных аэрозолей, взаимодействия металла с газами, а также проблемы пористости, моделирования взаимодействия в многокомпонентных системах металл–газ, металл–газ–шлак, образования химической неоднородности, кристаллизационных трещин, неметаллических включений в сварных швах. Выполнены исследования систем легирования и прогнозирования микроструктуры металла шва, освещена проблема образования в сварных соединениях высокопрочных низколегированных сталей индуцированных водородом холодных трещин. Показаны достижения института в разработке новых сварочных материалов и намечены направления дальнейших исследований.

Ключевые слова: металлургия дуговой сварки, конструкционные стали, сварочные материалы, сварной шов, стабильность дуги, сварочный аэрозоль, взаимодействие металла с газами, пористость, неметаллические включения, системы легирования, прогнозирования микроструктуры, индуцированные водородом холодные трещины

На протяжении всей многолетней истории становления и развития Института электросварки им. Е. О. Патона исследованиям и разработке сварочных материалов, созданию промышленной технологии и организации их производства уделяется постоянное и неослабное внимание.

Разработка покрытых электродов для ручной дуговой сварки началась в институте с 1935 г. Были исследованы процессы стабилизации дуги и созданы электроды со стабилизирующим тонким покрытием для сварки на постоянном и переменном токе, что позволило повысить производительность сварки по сравнению с электродами с меловым покрытием. Результаты довоенных исследований института в этом направлении обобщены в работах [1–3]. Уже в первые годы существования ИЭС им. Е. О. Патона механизация сварки считалась важнейшей его задачей.

В 1939–1940 гг. под руководством Е. О. Патона разработан способ автоматической сварки под флюсом [4]. Первый плавящийся флюс АН-1 создан в 1940 г. [5]. Он использовался в сочетании с кремнемарганцевой проволокой. Производство такого флюса было организовано на заводе «Пролетарий» в г. Донбассе. В 1941 г. создан высокомарганцевый флюс АН-Л.

Значительное развитие автоматическая сварка под флюсом получила в годы Великой Отечественной войны. Под руководством Е. О. Патона были разработаны новые сварочные материалы (флюсы АН-2, АША и АШМА, а также соответ-

ствующие электродные проволоки) и технологии автоматической сварки броневой стали, позволившие создать поточное производство бронекорпусов танков, авиабомб, артиллерийских систем.

Наряду с большой и напряженной работой на оборонных заводах коллектив института продолжал проводить научные исследования. В 1942 г. В. И. Дятлов обнаружил явление саморегулирования плавления электрода при электродуговой сварке под флюсом [6]. Результаты исследований этого явления Б. Е. Патон совместно с А. М. Макарой, П. И. Севбо, М. Н. Сидоренко позволили создать портативный, простой и надежный сварочный автомат и использовать простейшие источники питания переменного тока.

Благодаря автоматизации процесса сварки стало возможным резко увеличить объем выпуска танков и повысить качество сварных соединений.

Б. Е. Патон в годы войны и первые послевоенные годы выполнил ряд важных исследований сварки под флюсом [7–17], посвященных изучению процессов нагрева и плавления электрода, размеров электродных капель, устойчивости горения дуги, саморегулирования дуги при сварке плавящимся электродом. Были исследованы статические свойства автоматов для сварки под флюсом, предложена методика анализа работы автоматов по статическим вольт-амперным характеристикам. Б. Е. Патон показал, что оптимальными свойствами отличается автомат с постоянной скоростью подачи проволоки, укомплектованный источниками питания с быстродействующим регулятором напряжения. Этот вывод послужил основой развития оборудования для механизированной сварки под флюсом и в защитных газах.

В послевоенные годы Е. О. Патон организовал проведение исследований электрических, тепловых и металлургических особенностей процесса сварки под флюсом, результаты которых были

опубликованы в монографиях, изданных в 1946 и 1953 гг. [18, 19]. Отдельные главы этих монографий посвящены исследованиям электрических процессов при сварке под флюсом, принципам действия сварочных головок, регулированию процесса сварки под флюсом [20–22]. Особенности тепловых и металлургических процессов при сварке под флюсом, способы эффективной защиты зоны сварки от воздуха, взаимодействие металла с газами и шлаком, способы регулирования химического состава и свойств металла шва, образование неметаллических включений, металлургические системы флюсов и электродных проволок, современные флюсы для сварки низкоуглеродистых и легированных сталей и технологии их промышленного производства освещены в отдельных главах этих монографий.

В последующих работах ИЭС им. Е. О. Патона большое внимание уделялось исследованиям металлургических процессов сварки под флюсом — образованию пор, горячих трещин и неметаллических включений, определению температуры сварочной ванны, изучению характеристик сварочных дуг, измерению температуры и определению составов газов, окружающих дугу, исследованию поверхностных свойств сварочных флюсов и шлаков [23–39].

При высокой температуре столба дуги основные реакции должны протекать с большими скоростями, обеспечивающими термодинамическое равновесие [28]. Это положение использовано при расчете реакций в атмосфере дуг при сварке под флюсом [29]. Предполагалось, что температура сварочной ванны и удельное теплосодержание металла в ней являются функцией теплофизических свойств металла, что подтверждено в работах [30, 31]. Исследования металлургических процессов сварки и наплавки под флюсом и разработка сварочных и наплавочных материалов успешно продолжались и в последующие годы [39–54]; их результаты обобщены в монографиях [34–38, 40, 42, 44, 48, 52, 53].

Бурное развитие машиностроения, строительства и других отраслей народного хозяйства СССР в послевоенные годы потребовало создания и исследования новых способов сварки конструкционных сталей различных классов плавящимся электродом в защитных газах и их смесях с использованием проволок сплошного сечения и порошковых. Необходимо было создать промышленное производство покрытых электродов общего и специального назначения. Возник вопрос улучшения условий труда сварщиков с помощью разработки низкотоксичных электродов.

Б. Е. Патон инициировал исследования, необходимые для решения этих задач. Потребовалось углубление знаний, касающихся процессов, происходящих в сварочной дуге, особенностей плавления и переноса электродного металла, процес-

сов испарения металла и шлака и образования сварочных аэрозолей. Следовало изучить процессы взаимодействия в системах металл–газ, металл–газ–шлак, образования пористости в сварных швах, легирования металла шва и управление его структурой, массопереноса водорода в сварных соединениях и образования индуцированных водородом холодных трещин (ИВХТ). Ниже изложены наиболее важные результаты этих исследований.

Стабильность горения дуги и перенос электродного металла. Стабильность горения дуги и перенос электродного металла в значительной мере определяются электрофизическими характеристиками дугового разряда, связанными с составом и массой покрытия (флюса, проволоки), режимом сварки, видом тока [55–62].

В реальных сварочных дугах первостепенное значение приобретают эмиссионные характеристики электродных покрытий и шлаков. Покрытия (шлаки), интенсивно эмитирующие электроны, обеспечивают более высокую стабильность дуги и устойчивое повторное зажигание дуги переменного тока при низких значениях напряжения зажигания [58, 60, 61].

Эмиссия положительных ионов необходима для поддержания электропроводности в приэлектродных областях и компенсации объемного отрицательного заряда у поверхности катода. Благодаря компенсации в поддержании электрического разряда могут участвовать термоэлектроны. Электроотрицательные элементы, которые введены в состав сварочных материалов (например фтор, кислород и др.), вызывают снижение напряженности электрического поля у катода. При этом напряженность поля в анодной области и падение анодного напряжения возрастают, что приводит к увеличению глубины провара сварки на токе при прямой полярности [129].

Электроотрицательные элементы в атмосфере дуги вызывают также сильное контрагирование столба дугового разряда. Оценки, произведенные на основе представлений о локальном термодинамическом равновесии в столбе дуги и канальной модели столба, показали, что снижение температуры на периферии токопроводящего канала должно приводить к обогащению этой области отрицательными ионами. Изменение размеров столба дуги путем введения электроотрицательных элементов в состав сварочных материалов — эффективный путь управления параметрами сварочного процесса.

Перенос электродного металла, особенно если он сопровождается короткими замыканиями дугового промежутка, оказывает значительное влияние на стабильность горения дуги. Для оценки стабильности дуги и переноса электродного металла разработаны статистические методы [61].

Дуга переменного тока горит стабильно, если обеспечивается ее надежное повторное зажигание [13, 15, 16, 20, 25, 26, 62].

Особенности переноса электродного металла при различных способах дуговой сварки изучались многими учеными [11, 12, 16, 39, 52, 55–58, 60, 61, 71, 72, 121 и др.]. Разработана теория переноса электродного металла и проведен анализ сил, действующих на каплю электродного металла [39, 58, 60]. Предложены критерии оценки переноса электродного металла и стабильности горения дуги [58]. Установлена связь между этими критериями и технологическими характеристиками сварочных материалов.

Использование информационно-измерительных систем (ИИС) [59] позволило автоматизировать сбор и накопление информации, произвести ее математическую обработку в реальном масштабе времени, многократно увеличить объем получаемой информации и одновременно сократить продолжительность ее обработки.

Накоплен большой экспериментальный материал, касающийся стабильности дуги и переноса металла [60, 61]. Исследован ряд систем шлаков, установлены композиции шлаков, обеспечивающие одинаковую стабильность, что позволяет при разработке электродных покрытий, флюсов, порошковых проволок, не прибегая к экспериментам, прогнозировать стабильность дуги [131–133].

Повысить ее стабильность можно вводя в состав покрытия (флюса) электроположительные элементы или низшие оксиды металлов с переменной валентностью, выводя фториды в наружный слой покрытий, снижая активность SiO_2 в шлаке и увеличивая массу покрытия.

Введение легкоионизирующих элементов в покрытие, сердечник порошковой проволоки, флюс приводит к повышению концентрации положительных ионов в периферийной области дуги и уменьшению ее контрагирования вследствие компенсации действия отрицательных ионов, а также к снижению работы выхода электронов из катода. В этом случае необходимую плотность тока электронов, выходящих из катода, можно достичь при меньших значениях напряженности электрического поля у катода.

Статистический подход, реализуемый с помощью ИИС, позволяет в реальном масштабе времени дать вероятностную оценку влияния различных факторов (состава сварочных материалов, режимов сварки, вида тока и полярности) на образование пористости в сварных швах, вызванной удлинением дуги, а также оценить влияние индуктивности сварочного контура и формы внешней характеристики источника питания, исполнительных механизмов автоматов и полуавтоматов на перенос металла и стабильность процесса сварки.

Испарение металла и шлака, образование аэрозолей. Одним из путей улучшения условий труда сварщиков является создание низкотоксичных сварочных материалов. Твердая составляющая сварочного аэрозоля (ТССА) образуется при конденсации паров металлов и шлака. Условия испарения металла и шлака оказывают решающее влияние на состав аэрозоля. Температура капли, ее удельная поверхность и скорость перехода марганца из объема капли к ее поверхности определяют концентрацию марганца в аэрозоле [63–68].

Удлинение дуги, увеличение удельной поверхности испарения при измельчении капель ведет к более интенсивному испарению марганца. Основным источником поступления марганца и железа в сварочный аэрозоль является металлический расплав [94]. Наличие на его поверхности пленки шлака препятствует испарению железа и марганца. Интенсивность испарения марганца из расплавленного шлака увеличивается с ростом основности и содержания в нем оксидов марганца [64]. Увеличение основности сварочных шлаков способствует интенсификации испарения соединений калия, натрия, магния и кальция, при этом значительно возрастают валовые выделения ТССА. Для их уменьшения рекомендуется увеличивать в шлаках содержание структурообразующих анионов кремния, титана, алюминия и снижать содержание катионов-модификаторов — калия, натрия, магния [65].

В настоящее время предельно допустимая концентрация элементов в воздухе рабочей зоны установлена из предположения, что сварочный аэрозоль представляет собой сумму простых оксидов и соединений элементов. Однако такое представление неверно. Например, марганец и железо могут входить в состав различных соединений: марганец в виде MnFe_2O_4 , MnOSiO_2 , MnF_2 и др.; железо в виде Fe_2O_3 , MnFe_2O_4 , K_3FeF_6 и др. [66]. Токсичность в значительной мере зависит от валентности марганца и хрома в составе аэрозолей, а именно, чем больше их валентность, тем выше токсичность ТССА.

Частицы сварочного аэрозоля имеют сложную морфологию и состоят из ядра и оболочки. В состав ядра входят в основном комплексные соединения железа и марганца типа шпинелей, а в состав оболочки — сложные силикаты, фториды. Такое строение частиц характерно для всех сварочных материалов (проволок сплошного сечения, порошковых проволок, электродов) [66]. Этот вопрос подробно рассмотрен в работах [67, 68]. Уменьшить валовые выделения сварочных аэрозолей можно за счет обеспечения контроля за следующими факторами: поддержкой номинального напряжения сварочной дуги; улучшением шлаковой защиты металла; уменьшением основности шлака; снижением содержания летучих элементов

и их соединений в шлаковом расплаве (фтора, калия, натрия); использованием инверторных источников питания, которые ограничивают рост тока при коротком замыкании и снижают температуру капель.

Взаимодействие металла с газами, пористость. Эти процессы изучены в работах [19, 23, 27, 29, 34, 40, 41, 44–46, 53, 69–76, 79–91, 81, 83, 87, 88 и др.] и обобщены в работе [121]. Поглощение газов расплавленным металлом определяется в основном составом атмосферы дуги, наличием защитного слоя шлака и его свойствами, температурой металла, кинетикой плавления электрода и переноса металла. Изучен механизм абсорбции газов металлом при дуговой сварке. Показано, что повышение содержания газов в металле сварного шва при сварке на токе при прямой полярности связано с более низкой температурой капель [44]. При обратной полярности температура капель более высокая, увеличивается испарение их металла, снижается парциальное давление газов на границе металл–газ [16, 44, 121–125]. Важное значение имеет растворимость газов в металлах и ее температурная зависимость. Обзор исследований растворимости азота и водорода в металлах и сплавах приведен в работах [79, 126].

Вид температурной зависимости определяется состоянием атмосферы, с которой контактирует газ. При контакте с обычной атмосферой в условиях термодинамического равновесия максимальное содержание водорода имеет место при 2600 К, а при нагреве до более высокой температуры оно снижается из-за интенсивного испарения металла [126]. Как показали расчеты [122–125], при контакте железа с водородсодержащей плазмой массовая доля водорода с повышением температуры монотонно снижается. Это связано, по-видимому, с тем, что при абсорбции газов из обычной атмосферы лимитирующим звеном является диссоциация молекул газа у поверхности металла. В процессе абсорбции из плазмы дугового разряда степень диссоциации определяется температурой дуги, которая слабо зависит от температуры поверхности металла [121].

Расчеты показали, что в большей части сечения столба дуги HF и OH полностью диссоциированы. При снижении температуры дуги эффективность связывания водорода фтором или кислородом возрастает, поскольку при равном давлении HF и OH имеют одинаковую степень диссоциации при температурах, различающихся примерно на 1000 К [121, 123, 130].

Растворению водорода в металле капель и сварочной ванны препятствует связывание его фтором. Наличие HF в атмосфере дуги подтверждено экспериментально [75]. Связывание фтора в атмосфере дуги в соединения со щелочноземельными металлами снижает возможность образова-

ния HF и способствует повышению содержания водорода в металле шва [29, 34, 41]. Введение в покрытие электрода, в керамический флюс и сердечник порошковой проволоки карбонатов или высших оксидов марганца и железа либо кислорода в смесь газов приводит к снижению парциального давления водорода в атмосфере дуги и содержания водорода в металле шва [23, 29, 34, 40, 41, 44, 46, 69, 76, 79, 84, 90, 98, 121].

Для предупреждения поглощения азота создается надежная газовая и шлаковая защита расплавленного металла капли и ванны. Процесс взаимодействия металла с азотом в условиях сварки рассмотрен в работах [78–81]. Выявлено, что шлаковый расплав оказывает существенное диффузионное сопротивление поглощению азота из газовой фазы металлом. Выделение газа из шлакового расплава повышает эффективность защиты расплавленного металла от контакта с атмосферой.

Обеспечение газослаковой защиты расплавленного металла при сварке открытой дугой с использованием электродов и порошковых проволок зависит от кинетики диссоциации газообразующих компонентов покрытия сердечника, объема и поверхностных свойств шлакового расплава. Разработаны расчетно-экспериментальный метод прогнозирования процесса выделения газа из сердечника при высокой скорости нагрева [79] и физическая модель взаимодействия металла с газами [80, 81]. Установлено, что условия кристаллизации сварочной ванны оказывают большое влияние на конечное содержание газов в металле шва [44, 82].

Характер перераспределения водорода между сварочной ванной и закристаллизовавшимся металлом определяется в основном скоростью кристаллизации. При скорости кристаллизации ванны, характерной для основных процессов дуговой сварки, диффузионные процессы в значительной мере подавляются, в металле шва фиксируется содержание водорода, близкое к его среднему содержанию в сварочной ванне. Азот является менее диффузионно-подвижным элементом, чем водород, поэтому его диффузионное перераспределение в процессе кристаллизации сварочной ванны еще менее вероятно.

Увеличение скорости кристаллизации ванны приводит к перераспределению водорода в металле наплавки; увеличивается содержание остаточного водорода, удерживаемого металлом, и снижается массовая доля диффузионного водорода. Это объясняется изменениями структуры металла, степени напряженности решетки и появлением развитой сетки дислокаций [44, 69].

Водород в сварных швах находится в пересыщенном твердом растворе, включениях и вакансиях. Проведены исследования закономерности диффузии водорода в сварных швах. Выявлено, что водород отличается аномально высокой диф-

фузионной подвижностью в металле, по сравнению с другими примесями внедрения. Экспериментальное определение концентрационного поля водорода в сварных швах сопряжено со значительными методическими трудностями [82]. В последнее время получили развитие численные методы, для реализации которых необходима надежная информация о температурно-концентрационных зависимостях параметров диффузии водорода в различных зонах сварного соединения. Использование хроматографического метода [83, 84] позволило разработать методику расчетно-экспериментального способа определения коэффициента диффузии водорода в сварных швах и сталях при 20...200 °С [85]. Получены новые данные о влиянии легирования металла шва марганцем, никелем, молибденом, хромом на диффузионную подвижность водорода [91]. Изучено влияние напряжений и деформаций на водородопроницаемость и диффузию водорода в металле [86].

Большая диффузионная подвижность водорода в металле шва, выполненном высокоосновными сварочными материалами, в сравнении с рутиловыми материалами, связана с меньшим количеством «ловушек», удерживающих водород [127, 128].

Важнейшей проблемой дуговой сварки является предупреждение пористости швов. Изучены составы газов, выделяющихся из сварочной ванны при сварке стали под флюсом, и их влияние на пористость швов. Показано, что помимо оксида углерода, появление пор может вызывать выделение водорода и азота из кристаллизующегося металла. Определен состав газов и оценено давление водорода в порах [87, 88], изучена кинетика зарождения и роста пузырьков газа в сварочной ванне [44, 82, 121].

Выявлено, что вероятность образования зародышей пор будет большей для газа, с которым металл имеет меньшее межфазное натяжение $\sigma_{м-г}$ на границе металл-газ. Увеличение здесь межфазного натяжения и ухудшение смачиваемости подложки металлом способствуют образованию устойчивых газовых зародышей. С этим, по-видимому, связан и тот факт, что хорошо раскисленный металл сварочной ванны, по сравнению с плохо раскисленным, способен удерживать меньше газов [44]. Отсутствие заметного переизбытка говорит о гетерогенном механизме образования пор в сварных швах. Причиной пористости при сварке электродами с рутиловым и руднокислым покрытиями и порошковыми проволоками подобного типа является в основном выделение водорода [44, 69, 72], который диффундирует в газовый пузырек из жидкого и закристаллизовавшегося металла. Введение раскислителей в покрытие и сварочную ванну тормозит десорбцию водорода из ванны и удлиняет процесс дегазации. Эффективным средством борьбы с по-

ристостью в этом случае является интенсификация процесса газовой выделенности [44, 69]. Вязкость сварочного шлака существенного влияния на стойкость швов против образования пор не оказывает [34, 40]. Предупреждение вызванной водородом пористости достигается за счет снижения содержания водорода в покрытии (флюсе) путем высокотемпературной прокали, изъятия из покрытия веществ, содержащих кристаллизационную влагу, выбора композиций покрытия (флюса), обеспечивающих связывание водорода в дуге фтором либо снижением его парциального давления, улучшения защитных свойств шлаков, увеличения массы покрытия, использования двухслойной конструкции электродного покрытия или порошковой проволоки [44, 52, 70, 121].

Моделирование взаимодействия в многокомпонентных системах металл-газ, металл-газ-шлак. Разработана физическая модель газонасыщения поверхностного слоя металла, находящегося в контакте с низкотемпературной слабоионизированной плазмой. Модель построена на основании кинетической теории газов и учитывает движение ионов, атомов и молекул в объеме плазмы, абсорбцию и десорбцию газа на поверхности металла, взаимодействие сорбционного и десорбционного потоков газа у металлической поверхности, а также диффузионный перенос растворенного вещества в металлическом расплаве.

На основе физической модели создана математическая модель, которая позволяет рассчитать параметры процесса поглощения газов в металле в зависимости от характеристик плазмы, длительности нагрева, парциального давления примеси в газе, температуры и других факторов. Для решения системы уравнений массопереноса использовали численные методы. С целью выявления особенностей поглощения азота и водорода железом из плазмы, содержащей в качестве примеси азот или водород, проведены расчеты. Активизация молекул азота и водорода в плазме (возбуждение, диссоциация, ионизация) качественно изменяет кинетику поглощения их расплавом, по сравнению с равновесными условиями: скорость растворения увеличивается на несколько порядков, она экспоненциально зависит от температуры плазмы, а линейно — от парциального давления водорода [121–125].

Разработан алгоритм термодинамического описания высокотемпературных процессов в многокомпонентных гетерофазных системах металл-газ-шлак. Создана компьютерная программа, предназначенная для численной оценки влияния температуры, давления и исходного элементного состава системы на равновесный состав взаимодействующих фаз. При этом учитываются множество химических реакций, происходящих между большим количеством химических сое-

динений, входящих в состав реагирующих фаз, а также при испарении, конденсации, диссоциации и др. [90].

Термодинамический анализ путей снижения содержания водорода в жидкой стали при изменении составов шлаковой и газовой фаз в условиях сварки в углекислом газе выявил, что эффективным способом снижения содержания водорода в жидком металле является введение в газовую фазу SiF_4 (на практике этого можно добиться введением в покрытие электродов и сердечник порошковой проволоки кремнефторидов), а увеличение окислительного потенциала газовой и шлаковой фаз не приводит к существенному уменьшению массовой доли водорода в жидком металле.

Термодинамический подход был использован при создании самозащитных порошковых проволок на основе оксифторидных систем [92]. Защита расплавленного металла от абсорбции азота воздуха достигается путем окисления магния и алюминия в сердечнике проволоки и обменных реакций оксидов с фторидами.

Результаты многолетних исследований процессов взаимодействия металла с газами и образования пористости в сварных швах обобщены в монографиях [29, 34, 40, 44, 121].

Химическая неоднородность, кристаллизационные трещины. Важное значение для разработки совершенных сварочных материалов и эффективной технологии сварки имели исследования первичной кристаллизации и микроскопической неоднородности металла сварных швов [100–108]. Были изучены закономерности ликвации элементов в металле сварных швов на сталях, получены систематические количественные данные о влиянии углерода, марганца, серы и кремния на дендритную, зональную и слоистую ликвацию марганца, кремния и серы в сварных швах [109–115]. Предложены пути снижения дендритной ликвации серы. Определено, что степень вредного влияния сегрегирующих примесей серы и фосфора на низкотемпературную хрупкость металла шва в основном зависит не от их общего содержания, а от степени сегрегации фосфора в зеренной структуре, размера, формы и характера распределения сульфидных включений [48, 77, 111, 112, 115].

Разработаны способы повышения хладостойкости сварных швов. Необходимо максимально ограничить сегрегацию фосфора в зерне аустенита за счет управления его перераспределением в первичной структуре (дополнительным микролегированием); уменьшить количество и размер окисульфидов в центре аустенитного зерна за счет уменьшения в металле сварных швов содержания кислорода. Исходя из применяемой системы легирования и системы раскисления следует разграничивать примеси по степени их отрицатель-

ного влияния на хладостойкость. При использовании систем легирования, содержащих никель или хром, основное внимание надо обратить на содержание фосфора; в случае повышенного содержания кислорода примесь серы нежелательна.

Для исследования ликвационных процессов, происходящих в сварочной ванне и сварных швах, предложен новый метод оценки химической неоднородности металла швов [113]. По данным рентгеновского микроанализа строятся карты распределения концентраций отдельных элементов. Статистическая обработка информации, представленной на концентрационных картах, позволяет установить параметры химической неоднородности. С использованием этого метода изучена система легирования Ni–Mn, а также установлена оптимальное содержание этих элементов в металле сварных швов.

Неметаллические включения. Закономерности окислительно-восстановительных реакций обуславливаются физико-химическими свойствами покрытий (флюсов), их окислительным потенциалом и основностью образующегося шлака, показателями плавления и переноса электродного металла, закономерностями диффузионной кинетики, определяющими лимитирующие звенья протекания реакции. Суммарная скорость окислительно-восстановительных реакций ограничивается скоростью диффузионного транспорта реагентов к межфазной поверхности. На этой основе построены расчетные схемы окисления или восстановления элемента при сварке [36]. Продуктами окислительно-восстановительных реакций являются неметаллические включения эндогенного типа, которые образуются в металле сварочной ванны и шва.

Особенности протекания окислительно-восстановительных реакций марганца и кремния в зависимости от состава электродного покрытия и их влияние на содержание, состав, форму, дисперсность неметаллических включений и механические свойства металла швов описаны в работах [36, 40, 94, 95]. В [40, 69, 96, 97] показана отрицательная роль кремневосстановительного процесса в снижении показателей пластичности и ударной вязкости металла швов. Определено оптимальное содержание кремния, обеспечивающее максимальную структурную и химическую однородность сварных швов [95].

Включения могут служить зародышами игольчатого феррита, значительная доля которого в структуре шва обычно связывается с высокой ударной вязкостью. Наличие низших оксидов титана и алюминия на поверхности включений способствует зарождению феррита. Как показали результаты исследований [163], вокруг включений типа алюмосиликатов или оксидов титана, имеющих слоистое строение, образуется область с

повышенной дислокационной плотностью ($\rho = 1 \cdot 10^{12} \dots 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$), что приводит к фрагментации формирующейся структуры на стадии инкубационного периода ее зарождения — участки с низкой плотностью дислокации ($\rho = 1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) разделяются областями, имеющими значительную ($\rho = 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$) плотностью дислокаций. В таких зонах первичного зерна образуется структура типа игольчатого феррита. Мелкодисперсные включения гомогенного состава и крупные включения типа силикатов марганца окружены твердым раствором со значительно меньшей плотностью дислокаций ($\rho < 1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). В этом случае в пределах первичного зерна образуется полигональный феррит. Установлено, что для формирования сварных швов с высоким уровнем вязкости необходимо соблюдать определенный баланс между содержанием кислорода и раскислителей в металле швов [164].

На основе термодинамических расчетов проанализированы различные способы удаления серы из жидкого железа [98]. Определено, что наиболее эффективно это осуществлять используя шлаки с высокой сульфидной емкостью. Исследования кинетики процесса перехода серы из металла в шлак показали, что при сварке можно создать такие условия, при которых имеет место глубокая десульфурация металла даже в течение короткого по сравнению с длительностью существования сварочной ванны, промежутка времени. Эксперименты, проведенные на опытных образцах порошковых проволок, подтвердили правильность таких теоретических выводов.

Пока не существует общепризнанного мнения о механизме влияния включений на процесс структурообразования. В связи с этим необходимы дальнейшие исследования роли включений в зарождении и эпитаксиальном росте феррита на некоторых кристаллографических плоскостях с малым несоответствием параметров решетки поверхности включений и феррита; разработка методов обеспечения оптимального размера включений, постоянного требуемого содержания алюминия и титана в металле швов; оптимального содержания кислорода и раскислителей; углубленное изучение механизма зарождения неметаллических включений (физические и математические модели этого процесса); дальнейшие исследования физико-химического строения шлаковых системы с точки зрения их влияния на образование зародышей включений и роли включений размером порядка 10 мкм в формировании структуры сварных швов [99]; разработка металлургических методов связывания сульфидов марганца и в целом серы в соединения, резко отличающихся параметрами решетки от феррита.

Исследование систем легирования и прогнозирование микроструктуры металла шва. Изучению взаимосвязи между составом, структурой и механическими свойствами металла сварных швов и соединений в последние годы уделяется много внимания. Это вызвано необходимостью создания материалов для сварки низколегированных высокопрочных сталей. Проведены исследования этой взаимосвязи на примере многослойных сварных швов, в которых можно выделить три характерные структурные зоны — крупного, мелкого зерна и столбчатой структуры. В системах легирования Ni–Mn, используемых в сварных швах конструкций, работающих при низких температурах, повышение хладостойкости металла швов достигается за счет формирования игольчатого феррита, увеличения доли остаточного аустенита, уменьшения доли карбидов, устранения перлита, измельчения частиц второй фазы в зоне столбчатой структуры термообработанных валиков, уменьшения относительной площади зоны крупного зерна до 10...15 % и формирования в ней зернистого бейнита [116]. Такая структура достигается благодаря легированию металла шва никелем и марганцем, мас. %: 0,5...0,7 Mn; 3,0...3,2 Ni или 1,1...1,3 Mn; 2,1...2,3 Ni. При этом зона столбчатой структуры представляет собой игольчатый феррит, а вторая фаза представлена островками остаточного аустенита и небольшим количеством мелких карбидов.

Применение высокопрочных сталей для изготовления сварных конструкций, работающих в экстремальных условиях, потребовало оптимизации микроструктуры и механических свойств металла шва. Содержание легирующих и микролегирующих элементов (марганца, никеля, молибдена, хрома, бора, магния) изменяли в широком диапазоне с целью получения металла шва, имеющего предел текучести от 450 до 900 МПа.

Установлено, что показатели механических свойств металла шва определяются несколькими факторами: количественным соотношением феррита игольчатого, зернограничного и со второй фазой; дисперсностью второй фазы, ее типом и морфологией, неоднородностью распределения ее частиц; микронеоднородностью распределения легирующих и примесных элементов. Требуемые прочность и ударная вязкость металла многослойного сварного шва с пределом текучести до 600 МПа достигается при содержании игольчатого феррита не менее 70...80 об. % и наличии равномерно распределенных островков второй фазы с мартенситно-аустенитной структурой в зоне столбчатой структуры системы легирования Mn–Ni и Mn–Ni–Mo (до 0,2 мас. % Mo). В случае системы легирования Mn–Ni–Mo (предел текучести металла до 800 МПа) повышение прочностных характеристик многослойного шва при сохра-

нении высокой хладостойкости происходит за счет увеличения объемной доли равноосной второй фазы (островки с мартенситно-бейнитно-аустенитной структурой) и равномерно распределенных дисперсных карбидов. При этом необходимо обеспечить постоянное содержание игольчатого феррита.

Микролегирование магнием и бором повышает ударную вязкость металла шва за счет изменения дисперсности второй фазы, а также степени химической микронеоднородности по никелю и марганцу. Эффект микролегирования объясняется снижением температуры превращения аустенита и повышением его устойчивости. При системе легирования Mn-Ni-Mo-Cr микролегирование бором и магнием неэффективно.

В последние годы все больше внимание уделяется управлению структурой и свойствами металла шва путем изменения кислородного потенциала флюсов [136]. Изучено влияние этого показателя на степень легирования твердого раствора марганцем и титаном [134, 135, 137, 138], а также на содержание углерода.

Экспериментальные исследования систем легирования металла шва длительны и трудоемки, поэтому целесообразно проводить расчет и прогнозирование микроструктуры металла сварного шва [117, 118]. Основой расчетов послужила предложенная в работе [119] физическая модель формирования микроструктуры низкоуглеродистого низколегированного металла. Модель позволяет учесть пути формирования микроструктуры: прорастание иголок-пластин видманштеттского феррита через весь поперечник зерна и «накалывание» иголок-пластин в результате их взаимодействия с игольчатым ферритом, зарождающимся на распределенных в теле зерна аустенита включениях.

Скорость роста различных модификаций феррита находят из расчетных термокинетических диаграмм, с их помощью определяют и температурно-временные диапазоны, в пределах которых происходит указанный рост.

Разработанная компьютерная программа [120] по заданному химическому составу металла шва позволяет рассчитывать изотермические диаграммы распада аустенита и путем наложения кривой термического цикла на эту диаграмму определять температуру начала распада аустенита в условиях непрерывного охлаждения, что позволяет рассчитывать объемные доли различных микроструктурных составляющих. Результаты расчетов используются для изучения влияния параметров сварочного процесса, химического состава металла шва, размеров первичного аустенитного зерна на соотношение микроструктурных составляющих металла шва.

Сравнение результатов расчета и экспериментальных данных показало, что вычислительный

метод позволяет оценивать структурные изменения, связанные с влиянием условий кристаллизации химическим составом металла шва и другими факторами. Использование установок «Gleeble» дает возможность успешно сочетать экспериментальное изучение и математическое моделирование превращения аустенита в сварном шве, выполненном на низколегированных сталях [139].

ИВХТ в сварных соединениях высокопрочных низколегированных сталей. В ИЭС им. Е. О. Патона в течение многих лет проводятся исследования механизма образования холодных трещин, в том числе ИВХТ. Исследованы кинетика распределения водорода в сварных соединениях, влияние концентраторов напряжений, механизмов замедленного разрушения и водородного охрупчивания [144–152, 155–158], а также образования водородной хрупкости в металле с ОЦК-решеткой [140–142, 153, 154, 159–162].

Разработаны методы определения содержания диффузионного водорода, положенные в основу международного стандарта. Для оценки влияния условий деформирования и ловушек на характер массопереноса водорода проведены исследования диффузии и транспорта водорода в металлах, сварных швах и соединениях. Предложена гипотеза и разработана физическая модель водородного охрупчивания сталей и сварных швов; разработаны методики оценки влияния водорода, базирующиеся на современных представлениях металлофизики о механизме хрупкого разрушения сталей.

Обзор выполненных в ИЭС им. Е. О. Патона исследований по проблеме наличия водорода в сварных соединениях приведен в работах [121, 127, 128], анализируя которые можно сделать следующие выводы [121]:

1. Риск образования ИВХТ может быть оценен с помощью расчета углеродного эквивалента $C_{экв}$, характеризующего степень легирования стали. Многочисленные технологические пробы, достаточно хорошо отражающие поведение сталей при сварке, позволяют оценивать комплексное влияние факторов, обуславливающих образование трещин.

2. Чувствительность к образованию ИВХТ зависит от микроструктуры стали. Например, двойниковый мартенсит значительно более чувствителен к охрупчиванию, чем самоотпускающийся низкоуглеродный мартенсит.

3. Нормальная температура наиболее благоприятна для образования ИВХТ.

4. Холодное растрескивание зависит от скорости деформации сварного соединения: чем выше скорость нагружения, тем меньше охрупчивание.

5. Главным звеном механизма водородного охрупчивания является поведение зародышевой микротрещины, возникающей в процессе деформации, в присутствии водорода. Локализация отрицательного заряда на адсорбированных атомах

водорода приводит к снижению уровня нормального напряжения, необходимого для перехода микротрещины к автокаталитическому распространению в поле напряжений, что на макроуровне воспринимается как эффект охрупчивания.

6. Наиболее важными факторами являются эволюция дислокационной структуры при пластической деформации, а также свойства границ зерен, частиц второй фазы и неметаллических включений. Особая роль дислокаций в механизме водородной хрупкости обусловлена тем, что их перемещение является основным механизмом пластической деформации и одновременно наиболее эффективным способом транспортирования водорода в объеме металла [140–142].

7. Неметаллические включения в зависимости от их связи с матрицей могут действовать с самого начала деформирования как трещины, а хрупкие включения способны сами инициировать зарождение острых трещин.

8. Наличие водорода в металле шва и зоне термического влияния (ЗТВ) снижает удельную энергию поверхности субмикротрещины. Уменьшение напряжения хрупкого разрушения, инициируемого субмикротрещиной, возникающей по дислокационной схеме, пропорционально уменьшению удельной поверхностной энергии металла под влиянием водорода.

9. Образование холодных трещин при сварке конструкционных сталей — процесс сложный и специфический, значительную роль в нем играет водород, находящийся в металле шва и ЗТВ. Понизить восприимчивость сварного соединения к холодному растрескиванию можно путем введения в металл шва ловушек водорода. Ими являются различные структурные дефекты такие, как вакансии, растворенные атомы, дислокации, границы зерен и фаз, микро- и макропоры, неметаллические включения, частицы второй фазы и др. Ловушками водорода могут быть мелкодисперсные равномерно распределенные в структуре стали неметаллические включения и остаточный аустенит.

Новые сварочные материалы. На базе многолетних исследований фундаментальных проблем металлургии дуговой сварки в ИЭС им. Е. О. Патона со времени его основания проводилась разработка сварочных материалов и технологий их производства. Созданы флюсы для сварки сталей различного назначения, низкотоксичные и высокопроизводительные электроды, порошковые проволоки для сварки в защитных газах и без дополнительной защиты зоны дуги (самозащитные). Организовано крупнейшее в мире промышленное производство сварочных материалов различного назначения. Характеристики этих материалов описаны в многочисленных каталогах и справочниках. Обобщенная информация о них приведена в работах [49, 121, 165–168].

Направления дальнейших исследований. В первой декаде XXI в. сталь останется основным конструкционным материалом. Опережающими темпами будут создаваться новые типы высокопрочных низколегированных сталей, в том числе с особо низким содержанием углерода, теплоустойчивых сталей, сталей для конструкций, работающих при низких климатических температурах, сталей для криогенной техники и высоколегированных различного назначения.

Дуговая сварка по-прежнему будет занимать важнейшее положение среди многочисленных способов сварки плавлением. Для создания новых сварочных материалов необходимы оптимизация систем легирования металла шва, поиск путей снижения содержания водорода, азота и других вредных примесей в металле шва с целью предупреждения образования трещин различных типов. Станут совершенствоваться сварочно-технологические свойства материалов для снижения пористости, предупреждения кристаллизационных трещин, улучшения провара, формы швов, делимости шлаковой корки, повышения стабильности горения дуги, снижения разбрызгивания и выделений сварочных аэрозолей.

Дальнейшее развитие получат физическое и математическое моделирование металлургических процессов дуговой сварки. Будут созданы компьютеризированные банки данных и банки знаний, экспертные системы по сварочным материалам различного назначения.

Особое внимание необходимо уделить совершенствованию оборудования и технологии производства сварочных материалов, изысканию сырья материалов стабильного качества, автоматизации аналитического контроля и технологического сопровождения производства.

Для выполнения этих задач особенно необходимы высококвалифицированные специалисты-металлурги с глубокими знаниями теории сварочных процессов, физики, химии, а также специалисты в области информационных технологий. Решение этих задач будет способствовать развитию производства сварных конструкций и сварочных материалов нового поколения.

1. Дятлов В. И., Фрумін І. І. Виготовлення товстих електродних покриттів із синтетичних шлаків. — К.: Вид-во АН УРСР, 1938. — 90 с.
2. Дятлов В. И., Фрумін І. І., Слущкая Т. М. Электроды Института электросварки АН УССР / Под ред. Е. О. Патона. — Киев: Изд-во АН УССР, 1941. — 136 с.
3. Кульчицкий Л. О. Энергетический баланс дуги при сварке металлическими электродами. — Киев: Изд-во АН УССР, 1941. — 85 с.
4. Патон Е. О. Скоростная автоматическая сварка под слоем флюса. — Свердловск: Машгиз, 1942. — 208 с.
5. Сварка в СССР. — В 2 т. — М.: Наука, 1981. — Т. 1. — 532 с; Т. 2. — 493 с.
6. Дятлов В. И. Новый принцип построения сварочных автоматов // Вест. машиностроения. — 1943. — № 9. — С. 8–14.

7. Патон Б. Е., Макара А. М. Экспериментальное исследование процесса автоматической сварки под слоем флюса. — Киев: Ин-т электросварки АН УССР, 1944. — 92 с.
8. Патон Б. Е., Макара А. М. Экспериментальное исследование процесса автосварки под флюсом при различных способах питания дуги // Автоген. дело. — 1945. — № 5/6. — С. 1–8.
9. Патон Б. Е., Макара А. М. Экспериментальное исследование процесса автоматической сварки под слоем флюса // Сборник, посвященный семидесятилетию со дня рождения и пятидесятилетию научной деятельности Героя Социалистического Труда действительного члена АН УССР Евгения Оскаровича Патона. — Киев: Изд-во АН УССР, 1946. — С. 56–129.
10. Патон Б. Е., Лебедев В. К. Автоматическое регулирование мощности сварочной дуги // Сборник трудов по автоматической сварке под флюсом. — Киев: Изд-во АН УССР, 1948. — С. 260–277.
11. Патон Б. Е. Исследование процесса нагрева электрода при автоматической сварке под флюсом // Тр. по автоматической сварке под флюсом. — 1948. — Сб. 3. — С. 13–28.
12. Патон Б. Е. Процесс плавления электрода при автоматической сварке под флюсом // Там же. — 1949. — Сб. 4. — С. 22–38.
13. Патон Б. Е. Об оценке стабилизирующих свойств флюса для автоматической сварки // Автомат. сварка. — 1950. — № 2. — С. 85–89.
14. Патон Б. Е. О размере электродных капель при сварке под флюсом // Там же. — 1950. — № 4. — С. 44–48.
15. Патон Б. Е. О напряжении холостого хода трансформаторов для электродуговой сварки // Там же. — № 1. — С. 60–77.
16. Патон Б. Е. Устойчивость горения дуги в сварочной цепи, содержащей индуктивность с насыщенным стальным магнитопроводом // Там же. — 1951. — № 2. — С. 56–63.
17. Патон Б. Е. Саморегулирование дуги при сварке плавящимся электродом // Там же. — 1952. — № 1. — С. 38–45.
18. Автоматическая сварка под флюсом / Под ред. Е. О. Патона, В. В. Шеверницкого, Б. И. Медовара. — Киев: Машгиз, 1948. — 344 с.
19. Автоматическая электродуговая сварка / Под ред. Е. О. Патона. — М.; Киев: Машгиз, 1953. — 396 с.
20. Патон Б. Е., Остапенко Н. Г. Электрические процессы при сварке под флюсом // Автоматическая сварка под флюсом / Под ред. Е. О. Патона, В. В. Шеверницкого, Б. И. Медовара. — Киев: Машгиз, 1948. — С. 8–22.
21. Патон Б. Е. Принципы действия сварочных головок // Там же. — С. 217–240.
22. Регулирование процесса сварки под флюсом // Автоматическая электродуговая сварка / Под ред. Е. О. Патона. — М.; Киев: Машгиз, 1953. — С. 270–288.
23. Кирдо И. В. О составе газов, окружающих дугу, при сварке под флюсом // Автомат. сварка. — 1950. — № 1. — С. 50–59.
24. Рабкин Д. М., Фрумин И. И. Причины образования горящих трещин в сварных швах // Там же. — № 2. — С. 3–43.
25. Остапенко Н. Г. Экспериментальное исследование сварочной дуги, горящей под флюсом // Сб. тр. по автоматической сварке под флюсом. — 1950. — № 5. — С. 29–53.
26. Рабкин Д. М. Энергетическое исследование приэлектродных областей мощной сварочной дуги // Автомат. сварка. — 1951. — № 2 (17). — С. 3–25.
27. Кирдо И. В. Измерение температуры мощной сварочной дуги, горящей под флюсом // Юбилейный сборник, посвященный 80-летию Е. О. Патона. — Киев: Изд-во АН УССР, 1951. — С. 269–284.
28. Дятлов В. И. Особенности металлургических процессов при сварке под флюсом // Там же. — С. 269–284.
29. Подгаецкий В. В. Реакции в атмосфере дуги при сварке под флюсом // Автомат. сварка. — 1953. — № 1. — С. 10–18.
30. Фрумин И. И., Походня И. К. Исследование температуры сварочной ванны // Там же. — 1955. — № 4. — С. 13–30.
31. Походня И. К., Фрумин И. И. О температуре сварочной ванны // Там же. — № 5. — С. 14–24.
32. Подгаецкий В. В., Рабкин Д. М. Флюсы для автоматической и полуавтоматической сварки. — Киев: Изд-во АН УССР, 1954. — 56 с.
33. Низкокремнистые флюсы для автоматической сварки и наплавки / И. И. Фрумин, Д. М. Рабкин, В. В. Подгаецкий и др. // Автомат. сварка. — 1956. — № 1. — С. 3–20.
34. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Металлургиздат, 1961. — 421 с.
35. Подгаецкий В. В. Флюсы для механизированного электродваривания. — К.: Держтехвидав УРСР, 1961. — 135 с.
36. Подгаецкий В. В. Неметаллические включения в сварных швах. — Киев: Машгиз, 1962. — 85 с.
37. Подгаецкий В. В. Сварочные шлаки. — Киев: Наук. думка, 1964. — 76 с.
38. Хренов К. К., Кушнерев Д. М. Керамические флюсы для автоматической сварки и наплавки. — Киев: Гостехиздат УССР, 1961. — 263 с.
39. Дятлов В. И. Элементы теории переноса электродного металла при электродуговой сварке // Новые проблемы сварочной техники. — Киев: Наук. думка, 1964. — 167 с.
40. Подгаецкий В. В. Пори, включения и трещины в сварных швах. — К.: Техніка, 1970. — 236 с.
41. Подгаецкий В. В. Процессы образования неметаллических и газовых включений в сварных швах: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. — Киев, 1969. — 30 с.
42. Яковавили С. Б. Поверхностные свойства сварочных флюсов и шлаков. — Киев: Техніка, 1970. — 208 с.
43. Григоренко Г. М. К вопросу образования пор в сварных швах // Автомат. сварка. — 1970. — № 10. — С. 13–17.
44. Походня И. К. Газы в сварных швах. — М.: Машиностроение, 1972. — 256 с.
45. Галинич В. И. Некоторые особенности взаимодействия металла, шлака и газа при электродуговой сварке под флюсом: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1971. — 16 с.
46. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
47. Мусияченко В. Ф. Основы металлургии и технологии сварки высокопрочных низколегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1976. — 52 с.
48. Подгаецкий В. В., Парфессо Г. И. Трещины сульфидного происхождения при сварке стали. — Киев: Наук. думка, 1977. — 152 с.
49. Подгаецкий В. В. Флюсы для сварки и спецэлектрометаллургии // Сварка и специальная электрометаллургия / Под ред. Е. О. Патона. — Киев: Наук. думка, 1984. — С. 188–200.
50. Подгаецкий В. В., Кузьменко В. Г. Сварочные шлаки. — Киев: Наук. думка, 1988. — 252 с.
51. Касаткин Б. С., Мусияченко В. Ф. Применение флюсов АН-17М и АН-43 для сварки сталей повышенной и высокой прочности // Автомат. сварка. — 1978. — № 10. — С. 49–53.
52. Походня И. К., Суптель А. М., Шлепаков В. Н. Сварка порошковой проволокой. — Киев: Наук. думка, 1972. — 223 с.
53. Лакомский В. И. Взаимодействие диатомных газов с жидкими металлами при высоких температурах. — Киев: Наук. думка, 1992. — 231 с.
54. Походня И. К. Металлургия дуговой сварки сталей и сварочные материалы // Сварка и специальная электрометаллургия / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1984. — С. 168–187.
55. Патон Б. Е., Потатьевский А. Г., Подола Н. В. Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с программным регулированием процесса // Автомат. сварка. — 1964. — № 1. — С. 1–6.
56. Патон Б. Е., Шейко П. П. Управление переносом металла при дуговой сварке плавящимся электродом // Там же. — 1965. — № 5. — С. 1–7.

57. Патон Б. Е., Шейко П. П., Пацуля М. П. Автоматическое управление переносом металла при импульсно-дуговой сварке // Там же. — 1971. — № 9. — С. 1–3.
58. Критерии оценки стабильности дуговой сварки на постоянном токе / И. К. Походня, И. И. Заруба, В. Е. Пономарев и др. // Там же. — 1989. — № 8. — С. 1–4.
59. Информационно-измерительная система для исследования технологических свойств сварочных материалов, оборудования и процессов сварки / И. К. Походня, Р. Г. Оффенгенден, В. Н. Горпенюк и др. // Там же. — 1979. — № 10. — С. 67–68.
60. *Металлургия* дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электродов / Под ред. И. К. Походни. — Киев: Наук. думка, 1990. — 222 с.
61. Статистическая оценка переноса металла и стабильности сварочной дуги: Метод. рекомендации / И. К. Походня, В. Н. Горпенюк, В. Е. Пономарев и др. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1988. — 30 с.
62. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга. — М.: Машиностроение, 1970. — 336 с.
63. Об испарении марганца при сварке стали / И. К. Походня, В. И. Швачко, И. Р. Явдоцин, С. С. Пономарев // Автомат. сварка. — 1982. — № 11. — С. 24–26.
64. Источники поступления марганца и железа в сварочный аэрозоль / И. К. Походня, И. Р. Явдоцин, А. В. Булат, В. И. Швачко // Там же. — 1981. — № 3. — С. 37–29.
65. Особенности испарения натрия, калия, магния, кальция из сварочных шлаков, содержащих двуокись титана / И. К. Походня, А. В. Булат, И. Р. Явдоцин и др. // Там же. — 1986. — № 3. — С. 27–29.
66. Войткевич В. Г., Сенкевич А. И. Изучение неоднородности состава частиц сварочной пыли методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии // Там же. — 1987. — № 3. — С. 34–38.
67. *Voitkevich V. Welding fumes (formation, properties and biological effects)*. — Cambridge: Abington Publishing, 1995. — 12 p.
68. Явдоцин И. Р., Походня И. К. Образование сварочного аэрозоля при дуговой сварке плавлением и его гигиеническая оценка // Тр. 1-й Междунар. конф. «Защита окружающей среды в сварочном производстве», Одесса, 11–13 сент. 2002 г. — Одесса: Астропринт, 2002. — С. 38–56.
69. Явдоцин И. Р. Исследование и разработка универсальных электродов с рутиловым покрытием: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1969. — 21 с.
70. Шлепаков В. Н. Исследование и разработка порошковых проволок карбонатно-флюоритного типа для сварки открытой дугой: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1969. — 25 с.
71. Марченко А. Е. Исследование плавления и взаимодействия металла с газами при сварке высокопроизводительными электродами: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1964. — 16 с.
72. Сутель А. М. Исследование способа сварки открытой дугой порошковой проволокой: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1967. — 18 с.
73. Лакомский В. И., Торхов Г. Ф. О поглощении азота из плазмы жидким металлом // Докл. АН СССР. — 1968. — 83, № 1. — С. 87–89.
74. Григоренко Г. М., Помарин Ю. М. Азот и водород в жидких металлах и сплавах. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1984. — 280 с.
75. Походня И. К., Швачко В. И. Образование фтористого водорода в дуговом разряде // Автомат. сварка. — 1981. — № 2. — С. 11–13.
76. Кушнерев Д. М. Некоторые особенности процессов в газовой фазе при сварке под керамическим флюсом // Свароч. пр-во. — 1959. — № 2. — С. 15–18.
77. Повышение стойкости металла шва против образования горячих трещин при сварке электродами с рутиловым покрытием / И. К. Походня, И. Р. Явдоцин, А. В. Булат, Г. А. Миронов // Автомат. сварка. — 1978. — № 10. — С. 23–25.
78. Касаткин Б. С., Мусияченко В. Ф. Применение флюсов АН-17М и АН-43 для сварки сталей повышенной и высокой прочности // Там же. — С. 49–53.
79. Шлепаков В. Н., Супрун С. А., Котельчук А. С. Кинетика газообразования при сварке порошковой проволокой // Информ. материалы СЭВ. — 1986. — Вып. 1. — С. 19.
80. Шлепаков В. Н. Взаимодействие азота с расплавленным металлом в условиях сварки порошковой проволокой // *Металлургические и технологические проблемы сварки порошковой проволокой*. — Киев: Наук. думка, 1986. — С. 51.
81. Шлепаков В. Н. *Металлургия и технология дуговой сварки низкоуглеродистых и низколегированных сталей самозащитной порошковой проволокой*. — Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. — Киев, 1988. — 35 с.
82. Походня И. К., Демченко В. Ф., Демченко Л. И. Математическое моделирование поведения газов в сварных швах. — Киев: Наук. думка, 1979. — 54 с.
83. Походня И. К., Пальцевич А. П. Хроматографический метод определения количества диффузионного водорода в сварных швах // Автомат. сварка. — 1980. — № 1. — С. 37–39.
84. Пальцевич А. П. Разработка методов снижения содержания водорода в сварных швах при создании новых покрытых электродов и порошковых проволок основного вида: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1988. — 16 с.
85. *Untersuchung des Diffusionskoeffizienten von Wasserstoff in deformierten Stahl und in Schweissguten aus basischen und rutilumhüllten Elektroden* / U. Diltthey, S. Trube, I. K. Pochodnya, V. A. Pavlik / *Schweissen und Schneiden*. — 1992. — № 12. — S. 668–671.
86. Походня И. К., Павлык В. А., Швачко В. И. Влияние термообработки и деформации на диффузию водорода и водородопроницаемость стали типа 10ХНЗДМ // Сб. докл. междунар. науч.-техн. конф. «Металлургия сварки и сварочные материалы», 1–2 июня 1993 г., г. Санкт-Петербург. — С.-Пб.: Изд-во Санкт-Петербург. техн. ун-та, 1993. — С. 158–160.
87. Походня И. К., Пальцевич А. П. Определение состава и количества газов в порах сварных швов // Автомат. сварка. — 1973. — № 6. — С. 18–19.
88. Походня И. К., Демченко Л. И. Расчетная оценка давления водорода в порах при охлаждении сварных швов // Там же. — 1978. — № 3. — С. 27–29.
89. Корицкий Г. Г. Исследование и разработка высокопроизводительных электродов карбонатно-флюоритного типа: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1969. — 16 с.
90. Походня И. К., Цыбулько И. И., Орлов Л. Н. Влияние состава шлака на содержание водорода в жидком металле при сварке в CO_2 // Автомат. сварка. — 1993. — № 11. — С. 8–14.
91. *Pavlyk V. A. The computerized analysis of hydrogen mass transfer in welds and steel* // *Mathematic modeling of weld phenomena 2*. — Cambridge: The Institute of Materials, 1995. — P. 186–203.
92. Гаврилюк Ю. А. Разработка порошковой проволоки для сварки неповоротных стыков труб магистральных трубопроводов из сталей с $\sigma_B = 650...750$ МПа: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1989. — 16 с.
93. *Изучение поведения диффузионного водорода в металле шва методами математического моделирования* / И. К. Походня, Л. А. Тараборкин, В. Н. Ушурь, А. П. Пальцевич // Информ. материалы СЭВ. — 1988. — Вып. 2. — С. 20–23.
94. Походня И. К., Головки В. Н. Роль стадий капли и ванны в окислении марганца и кремния при сварке в углекислом газе порошковой проволокой // Автомат. сварка. — 1974. — № 10. — С. 5–6.
95. Влияние кремния на структуру и хладостойкость металла швов при сварке низколегированных сталей высокопроизводительными электродами с покрытием основного вида / И. К. Походня, Б. В. Юрлов, Г. А. Шевченко, И. Р. Явдоцин // Там же. — 1987. — № 2. — С. 1–6.
96. *Прогнозирование химического состава металла, наплавленного электродами с рутиловым и ильменитовым пок-*

- рытиями / И. К. Походня, Г. Е. Коляда, И. Р. Явдошин, О. Г. Касаткин // Там же. — 1976. — № 7. — С. 1–4.
97. Влияние степени окисленности на особенности структуры и механические свойства металла шва, выполненного электродами с рутиловым и ильменитовым покрытиями / И. К. Походня, Г. Е. Коляда, И. Р. Явдошин и др. // Там же. — 1982. — № 2. — С. 10–14.
98. *Tsibulko I. I.* Calculation of thermodynamic equilibrium in metallurgical system gas-slag-metal // Proc. of the 2nd Intern. seminar «Numeric Analysis of Weldability», May 10–12, 1993, Austria, Graz-Segau). — Graz-Segau, 1993. — P. 6.
99. *Свейцкий В. Г., Римский С. Т., Петров Ю. Н.* Особенности тонкой структуры металла швов, сваренных в защитных газах // Автомат. сварка. — 1974. — № 8. — С. 5–8.
100. *Мовчан Б. А., Позняк Л. А.* Радиографическое исследование внутрикристаллической неоднородности серы и фосфора в сварных швах // Там же. — 1956. — № 4. — С. 76–87.
101. *Касаткин Б. С., Россошинский А. А.* О влиянии легирующих элементов на развитие химической неоднородности сварных швов // Там же. — № 6. — С. 104–108.
102. *Позняк Л. А.* О влиянии углерода на дендритную неоднородность распределения серы в сварных швах // Там же. — 1957. — № 1. — С. 1–7.
103. *Росошинский А. А., Касаткин Б. С.* Влияние некоторых легирующих элементов на химическую неоднородность и механические свойства сварных швов // Свароч. пр-во. — 1957. — № 5. — С. 1–6.
104. *Позняк Л. А.* Исследование влияния марганца на развитие ликвации серы в сварных швах углеродистых сталей // Автомат. сварка. — 1958. — № 1. — С. 80–86.
105. *Грабин В. Ф.* Металловедение сварки плавлением. — Киев: Наук. думка, 1982. — 415 с.
106. *Мовчан Б. А.* Микроскопическая неоднородность литых сплавов. — Киев: Гостехиздат УССР, 1962. — 340 с.
107. *Исследование микроскопической химической неоднородности в сварных швах / А. М. Макара, И. Я. Дзыкович, Н. А. Мосецдз, Т. Н. Гордань // Автомат. сварка. — 1956. — № 11. — С. 5–11.*
108. *Стеревинген Ю. А., Демченко В. Ф., Абдулах В. М.* Исследование процесса образования химической неоднородности при кристаллизации металла шва // Там же. — 1977. — № 2. — С. 5–8.
109. *Особенности дендритной ликвации элементов в сварных швах на углеродистых сталях / И. К. Походня, А. В. Булат, С. С. Пономарев, И. Р. Явдошин // Там же. — 1982. — № 5. — С. 1–3.*
110. *Исследование слоистой и зональной ликвации серы в сварных швах на углеродистых сталях / И. К. Походня, А. В. Булат, С. С. Пономарев, И. Р. Явдошин // Там же. — 1985. — № 5. — С. 20–22.*
111. *Влияние фосфора на структуру и свойства металла швов при сварке низколегированных сталей / А. А. Алексеев, И. Р. Явдошин, В. Г. Войткевич, Ю. Д. Морозов // Там же. — 1989. — № 4. — С. 7–10.*
112. *Влияние серы на хладостойкость металла швов низкоуглеродистых сталей / И. Р. Явдошин, А. А. Алексеев, И. К. Походня, Ю. Д. Морозов // Там же. — 1987. — № 9. — С. 19–22.*
113. *Pokhodnya I. K., Voitkevitch V. G.* Investigation into chemical heterogeneity of weld metal alloyed with nickel and manganese. — S. 1., [1988]. — 30 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IIW II-A-751–88).
114. *Походня И. К., Корсун А. О., Мешков Ю. Я.* Влияние ликвации кремния и марганца на условия образования игольчатого феррита // Автомат. сварка. — 1986. — № 9. — С. 18–22.
115. *Походня И. К., Корсун А. О., Головкин В. В.* К вопросу о механизме образования слоистой неоднородности в структуре металла шва // Информ. материалы СЭВ. — 1987. — Вып. 1. — С. 3–9.
116. *Алексеев А. А., Юрлов Б. В., Шевченко Г. А.* Влияние никеля и марганца на структуру и свойства металла многослойных швов // Автомат. сварка. — 1993. — № 3. — С. 17–20.
117. *Котельчук А. С., Шлепаков В. Н.* Оценка структурного состава металла низколегированных швов, выполненных порошковой проволокой // Информ. материалы СЭВ. — 1989. — Вып. 1. — С. 7–10.
118. *Kotelchuk A. S., Gluschenko O. B.* Practical application of the published model for estimating of fractions of different microstructure components in one-pass weld metal // Mathematic modeling of weld phenomena 2. — Cambridge: The Institute of Materials, 1995. — P. 153–161.
119. *Bhadeshia H. K. D. H., Svensson L. E., Grefott B.* A model for the development of microstructure in low-alloy steel (Fe-Mn-Si-C) weld deposits // Acta Metallurgica. — 1985. — 233, № 7. — P. 1271–1283.
120. *Котельчук О. С.* Разработка порошкового дробу для зварювання вертикальних стикових з'єднань низьколегованих сталей з примусовим формуванням швів: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — К., 1999. — 20 с.
121. *Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, А. П. Пальцевич и др. / Под ред. И. К. Походни. — Киев: Наук. думка, 2004. — 441 с.*
122. *Походня И. К., Швачко В. И., Портнов О. М.* Математическое моделирование абсорбции газов металлами в процессе сварки // Автомат. сварка. — 2000. — № 7. — С. 13–17.
123. *Pokhodnya I. K., Portnov O. M., Shvachko V. I.* Computer modeling of hydrogen absorption by electrode metal drop under its intensive evaporation // Proc. of the 6th Seminar on the numeric analysis of weldability, Oct. 1–3, 2001, Graz-Segau. — Graz-Segau: Technical University, 2002. — P. 895–902.
124. *Походня И. К.* Математическое моделирование процессов взаимодействия металла с газами при дуговой сварке // Автомат. сварка. — 2003. — № 2. — С. 3–10.
125. *Походня И. К., Портнов О. М.* Математическое моделирование абсорбции газов каплей электродного металла // Там же. — 2003. — № 6. — С. 5–8.
126. *Лакомский В. И.* Растворимость водорода в жидком железе до температуры кипения // Докл. АН СССР. — 1962. — 143, № 3. — С. 628–629.
127. *Pokhodnya I. K.* Hydrogen behavior in welded joints // Proc. of seminar «Hydrogen management in steel weldments», Oct. 23, 1996., Melbourne. — Melbourne: WTIA, 1996. — P. 51.
128. *Походня И. К.* Проблемы сварки высокопрочных низколегированных сталей // Сучасне матеріалознавство: XXI сторіччя. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 31–89.
129. *Pokhodnya I. K., Shvachko V. I.* Negative ions in arc discharge column. — Kiev: E. O. Paton Electric Welding Institute, 1991. — 13 p.
130. *Походня И. К., Швачко В. И., Уткин С. В.* Расчетная оценка поведения водорода в дуговом разряде // Автомат. сварка. — 1998. — № 9. — С. 4–7.
131. *Шлепаков В. Н.* Современные методы исследования, прогнозирования и оценки свойств сварочных порошковых проволок // Там же. — 2005. — № 9. — С. 12–14.
132. *Влияние состава сердечника порошковой проволоки на стабильность процесса дуговой сварки / В. Н. Шлепаков, А. С. Котельчук, С. М. Наумейко, А. В. Билинец // Там же. — № 6. — С. 18–22.*
133. *Шлепаков В. Н., Наумейко С. М.* Самозащитные порошковые проволоки для сварки низколегированных сталей // Там же. — 2005. — № 4. — С. 31–33.
134. *Влияние микроструктурных факторов на склонность к хрупкому разрушению сварных швов с ультранизким содержанием углерода / Г. М. Григоренко, В. В. Головкин, В. А. Костин, В. Ф. Грабин // Там же. — 2005. — № 2. — С. 3–11.*
135. *Морфологические особенности микроструктуры металла шва низколегированных сталей с ультранизким содержанием углерода / И. К. Походня, В. В. Головкин, И. И. Алексеев, В. А. Костин // Там же. — 2004. — № 7. — С. 7–22.*

136. Головки В. В. Влияние кислородного потенциала сварочных флюсов на легирование твердого раствора металла сварных швов // Там же. — 2006. — № 10. — С. 10–14.
137. Грабин В. Ф., Головки В. В. Влияние распределения марганца между структурными составляющими на свойства низколегированных швов // Там же. — 2007. — № 12. — С. 26–29.
138. Головки В. В., Грабин В. Ф. Влияние легирования высокопрочного металла шва титаном на его структуру и свойства // Там же. — 2008. — № 1. — С. 17–23.
139. Григоренко Г. М., Костин В. А., Орловский В. Ю. Современные возможности моделирования превращения аустенита в сварных швах низколегированных сталей // Там же. — № 3. — С. 31–34.
140. Швачко В. И., Изматенко А. В. Модель транспортировки водорода дислокациями // Там же. — 2007. — № 2. — С. 27–30.
141. Изматенко А. В. Математическая модель обратимой водородной хрупкости // Там же. — № 8. — С. 12–15.
142. Изматенко А. В. Математическая модель переноса водорода краевой дислокацией // Там же. — № 9. — С. 29–33.
143. Макара А. М., Лакомский В. И., Жовницкий И. П. Исследование распределения водорода в сварных соединениях среднелегированных сталей с аустенитным и ферритным швами // Там же. — 1958. — № 11. — С. 23–29.
144. Макара А. М. Исследование природы холодных околошовных трещин при сварке закаливающих сталей // Там же. — 1960. — № 2. — С. 9–33.
145. Касаткин Б. С., Мусияченко В. Ф. Механизм образования интеркристаллитных холодных трещин в околошовной зоне сварного соединения закаливающих сталей // Пробл. прочности. — 1974. — № 10. — С. 3–9.
146. Кинетика перераспределения диффузионного водорода между металлом сварного шва и основным металлом при дуговой сварке / И. К. Походня, Л. И. Демченко, А. П. Пальцевич, В. Г. Устинов // Автомат. сварка. — 1976. — № 8. — С. 1–5.
147. Касаткин Б. С., Бреднев В. И. Особенности механизма образования холодных трещин в сварных соединениях низколегированных высокопрочных сталей // Там же. — 1985. — № 8. — С. 1–6, 18.
148. 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.
149. Структура ЗТВ и имитация холодных трещин при сварке среднелегированной стали / Б. С. Касаткин, Г. Н. Стрижук, А. К. Царюк и др. // Там же. — 1990. — № 2. — С. 1–5.
150. Миходуй Л. И., Мельник И. С., Позняков В. Д. Стойкость против замедленного разрушения низколегированных сварных швов при сварке высокопрочных сталей с пределом текучести более 600 МПа // Там же. — № 2. — С. 14–20.
151. Мусияченко В. Ф., Миходуй Л. И. Водород при сварке высокопрочных сталей и его влияние на стойкость сварных соединений образованию холодных трещин // Проблемы сварки и специальной электрометаллургии. — Киев: Наук. думка, 1990. — С. 161–168.
152. Миходуй Л. И., Позняков В. Д., Мельник И. С. Особенности замедленного разрушения стали 12ГН2МФАЮ с различной концентрацией примесей // Автомат. сварка. — 1991. — № 12. — С. 6–20.
153. О механизме влияния водорода на хрупкость металлов / И. К. Походня, В. И. Швачко, В. Н. Упырь и др. // Докл. АН СССР. — 1989. — 308, № 5. — С. 1131–1134.
154. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 1997. — № 5. — С. 3–12.
155. Касаткин Б. С., Миходуй Л. И. Влияние неметаллических включений и водорода на замедленное разрушение сварных соединений легированных сталей // Там же. — 1991. — № 8. — С. 1–6.
156. Водородное охрупчивание и образование холодных трещин при сварке стали 25Х2НМФА / Б. С. Касаткин, Г. И. Стрижук, В. И. Бреднев, А. К. Царюк // Там же. — 1993. — № 8. — С. 3–10.
157. Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке (Обзор) // Там же. — 1994. — № 1. — С. 3–7.
158. Царюк А. К., Бреднев В. И. Проблема предотвращения холодных трещин (Обзор) // Там же. — 1996. — № 1. — С. 36–40.
159. Pokhodnya I. K., Shvachko V. I. Effect of hydrogen on brittleness of structural steels and welds // Proc. of the 8th Intern. conf. on fracture, June 1993, Ukraine, Kiev. — Lviv: Physical and Mechanical Institute, 1993. — P. 585–586.
160. Shvachko V. I. Studies using negative secondary ion mass-spectrometry: hydrogen on iron surface // Surface Sci. — 1998. — 411. — P. L882–L887.
161. Швачко В. И. Обратна воднева крихкість ОЦК-сплавів заліза — конструкційних сталей: Автореф. дис. ... д-ра фіз.-мат. наук. — Харків, 2002. — 35 с.
162. Степанюк С. М. Обратна воднева крихкість при зварюванні високоміцних низьколегованих сталей: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — К., 2001. — 18 с.
163. Костин В. А. Влияние структурно-фазового состава металла сварных швов низколегированных сталей на стабильность их механических свойств при низких температурах: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 2005. — 16 с.
164. Головки В. В. Взаимодействие металла со шлаком при сварке под агломерированными флюсами низколегированных сталей: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. — Киев, 2006. — 32 с.
165. Порошковые проволоки для электродуговой сварки: Каталог-справочник / И. К. Походня, А. М. Суиттель, В. Н. Шлепаков и др. / Под ред. И. К. Походни. — Киев: Наук. думка, 1980. — 180 с.
166. Походня И. К. Сварочные материалы: состояние и тенденции развития // Прогресивні матеріали і технології. — В 2 т. — К.: Академперіодика, 2003. — Т. 1. — С. 7–31.
167. Технології. Матеріали. Обладнання: Каталог / Сварка, резка, наплавка, пайка, нанесення покриттів / НАН України Ін-т електросварки ім. Е. О. Патона, 2005. — Киев: ІЭС ім. Е. О. Патона, 2005. — 247 с.
168. Ігор Костянтинівич Походня — К.: Наук. думка, 2007. — 160 с. — (Бібліографія вчених України / НАН України).

Review is made of the results of investigations, carried out at the E.O. Paton Electric Welding Institute, on the problems of metallurgy of arc welding of structural steels and development of welding consumables. Problems of arc stability and electrode metal transfer, evaporation of metal and slag, formation of aerosols, interaction of metal with gases and problems of porosity, modeling of interaction in multi-component systems, such as metal-gas, metal-gas-slag, chemical inhomogeneity, crystalline cracks, non-metallic inclusions in welds are described. Investigations of systems of alloying and prediction of weld metal microstructure were made, problem of formation of hydrogen-induced cold cracks in welded joints of high-strength low-alloy steels is elucidated. The achievements of the Institute in the development of new welding consumables are shown and the trends of future research works are outlined.

Поступила в редакцию 02.06.2008

ОСОБЕННОСТИ ДЕСУЛЬФУРАЦИИ МЕТАЛЛА ШВА ПРИ СВАРКЕ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ

В. Н. ШЛЕПАКОВ, д-р техн. наук, **С. М. НАУМЕЙКО**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследованы металлургические способы снижения содержания серы в металле шва при сварке порошковой проволокой. Рассмотрена возможность снижения содержания серы в металле за счет использования магний- и кальцийсодержащих лигатур. Показана перспективность повышения механических свойств сварных соединений путем снижения содержания серы в наплавленном металле.

Ключевые слова: дуговая сварка, порошковая проволока, низколегированный металл шва, десульфурация, стадия сварочной ванны, стадия капли, термодинамика реакций десульфурации, кальций- и магнийсодержащие лигатуры, механические свойства, структура металла шва

В области черной металлургии за счет обработки десульфуризирующими флюсами расплавов удается существенно снизить содержание серы в стали [1, 2], вследствие чего повышается ее пластичность, сопротивление вязким и хрупким разрушениям. При электродуговой сварке плавлением содержание серы в металле шва сварного соединения регламентируется исходя из необходимости предотвращения образования дефектов (горячих трещин) и обеспечения требуемых механических свойств сварных соединений [3–5].

Снижение содержания серы в наплавленном металле можно достичь путем использования взаимодействия металла со шлаком и газовой фазой, а также применения исходных материалов с низким содержанием серы.

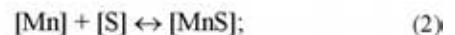
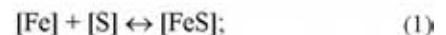
Целью настоящей работы было исследование особенностей десульфурации наплавленного металла путем регулирования состава металлической фазы через сердечник порошковой проволоки.

При сварке некоторых марок стали для обеспечения требуемых физико-механических и служебных свойств сварных соединений в состав порошковых проволок вводили силикокальций, однако при этом уровень содержания серы снижался незначительно. Заметим, что при сварке низкокремнистых сталей силикокальций неприменим. Из-за высокого содержания кремния в металле шва актуальным является использование других десульфураторов на основе кальция и магния. Один из вариантов может быть применение алюмокальциевых и алюмомагниевого лигатур в проволоках основного типа. Согласно работе [2], при внепечной обработке стали порошковой проволокой с наполнением гранулированными алюминием и кальцием усвоение последнего составляет

29 %, а при обработке силикокальциевой проволокой — 11 %. Однако, как известно, внепечная обработка стали характеризуется длительным временем существования расплава.

Процесс дуговой сварки плавлением отличается малым временем существования расплава, при этом способе сварки десульфурация протекает как на стадии сварочной ванны, так и на стадии капли. Для стадии капли по сравнению со стадией ванны характерны более высокая температура (свыше 2500 К), а также наличие значительной удельной межфазной поверхности. Такие особенности стадии капли обеспечивают возможность эффективно влиять на процесс десульфурации за счет взаимодействия серы, растворенной в капле, с газовой фазой, образующейся при плавлении компонентов сердечника порошковой проволоки.

С точки зрения термодинамики, при дуговой сварке стали наиболее вероятны реакции, протекающие по следующим схемам:



Расчеты энергии Гиббса ΔG_T^0 при температуре $T = 1800 \dots 2500$ К с помощью энтропийного метода проводили по следующим формулам:

$$\Delta H_T^0 = \Delta H_{298}^0 + \sum [n_i(H_T^0 - H_{298}^0)_i]; \quad (7)$$

$$\Delta S_T^0 = \Delta S_{298}^0 + \sum [n_i(S_T^0 - S_{298}^0)_i]; \quad (8)$$

$$\Delta G_T^0 = \Delta H_T^0 - T\Delta S_T^0 \quad (9)$$

где ΔH_{298}^0 — стандартная энтальпия, кДж/моль; ΔS_{298}^0 — стандартная энтропия, Дж/моль; $n_i(H_T^0 - H_{298}^0)$ — высокотемпературная составляющая энтропии i -го компонента, кДж/моль; $n_i(S_T^0 - S_{298}^0)$ — высокотемпературная составляющая энтальпии i -го компонента, кДж/моль.

Термодинамические данные, необходимые для расчета ΔG_T^0 , взяты из работ [6–8]. Изменение энергии Гиббса в зависимости от температуры для реакций (1)–(6) показано на рис. 1.

Константы равновесия K_p рассчитывали по формуле

$$K_p = e^{-\Delta G_T^0/RT}, \quad (10)$$

где R — универсальная газовая постоянная, Дж/кмоль.

Значения констант равновесия K_p для реакций (1)–(6) при температурах 2000 и 2500 К, характерных для стадий сварочной ванны и капли, приведены в табл. 1.

Из изменений энергии Гиббса и констант равновесия реакций на стадии капли ($T \geq 2500$ К) видно, что наилучшим десульфуратором является кальций, способный активно удалять серу в газовую фазу и фтор. Поскольку значение константы равновесия образования сульфида кальция при $T = 2500$ К намного выше, чем оксида, фторида серы и сульфида магния, определяющую роль в процессе десульфурации играет взаимодействие кальция и серы на стадии капли, а при кристаллизации металла получает развитие реакция связывания серы в сульфиды марганца.

Для подтверждения результатов расчетов была проведена экспериментальная проверка. В качестве объекта исследования выбрана порошковая проволока фторидно-оксидного типа. Сварку выполняли на воздухе трубчатой конструкции диаметром 1,6 мм с использованием опытных проволок на постоянном токе прямой полярности: $I_{св} = 250 \dots 260$ А, $U_{д} = 21 \dots 22$ В, вылет электрода 20 мм. Сварку осуществляли с использованием полуавтомата ПДГО-510 (производство фирмы «СЭЛМА»), имеющего бесступенчатую регули-

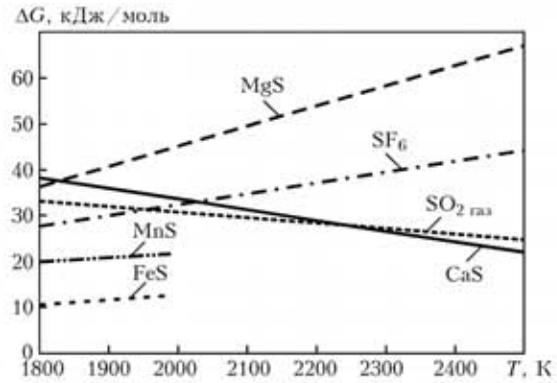


Рис. 1. Изменение энергии Гиббса ΔG при образовании оксида, фторида серы и сульфидов в зависимости от температуры

ровку скорости подачи проволоки, и источника питания дуги ВС-600 со ступенчатой регулировкой напряжения холостого хода. Пробы для химического анализа выполняли в шесть слоев с подформовкой боковых поверхностей валика медными пластинами. Химический состав наплавленного металла определяли с помощью спектрального и химического анализов. Исследовали влияние содержания серы на структуру и механические свойства металла многослойных швов, выполненных в нижнем положении. Основным металлом контрольных стыковых соединений была сталь СтЗсп толщиной 20 мм. Уровень легирования наплавленного металла С–Si–Mn–Ni, полученного с использованием проволок всех типов, не изменяли. Сварку стыков для проведения механических испытаний проводили по ГОСТ 26271–91. Металлографический анализ структуры металла шва проводили после травления в 4%-м растворе HNO_3 в спирте на микроскопе «Neorhot-302» и сканирующем электронном микроскопе JSM-840. Объемную долю неметаллических включений определяли с помощью количественного анализатора «Omnimet».

Данные о способах введения кальций- и магнийсодержащих лигатур в сердечник проволоки, а также о содержании серы в наплавленном металле приведены ниже.

Десульфураторы (форма введения), мас. %	S, мас. %
0	0,020
2,0 Mg	0,009
1,75 Mg (1,0 Mg; 1,5 AlMg)	0,008
1,25 Mg (3,5 AlMg)	0,005
1,4 Ca (3,5 AlCa)	0,002
0,8 Ca; 0,75 Mg (1,5 AlMg; 2,0 AlCa)	0,003

Влияние содержания серы в наплавленном металле на структуру показано на рис. 2, а механические свойства металла швов — в табл. 2.

Объемная доля неметаллических включений при содержании серы 0,003 мас. % в наплавленном металле составляет 0,3 %, а при $S = 0,02$ мас. % — 0,85 %. В то же время из рис. 3 видно, что при низком (0,003 мас. %) содержании

Таблица 1. Константы равновесия

Реакция	2000 К	2500 К
$[Fe] + [S] \leftrightarrow [FeS]$	$4,125 \cdot 10^{-2}$	—
$[Mn] + [S] \leftrightarrow [MnS]$	$4,278 \cdot 10^{-3}$	—
$[Ca] + [S] \leftrightarrow [CaS]$	$2,127 \cdot 10^{-4}$	$1,211 \cdot 10^{-2}$
$[S] + O_2 \leftrightarrow SO_2 \text{ газ}$	$4,310 \cdot 10^{-4}$	$6,817 \cdot 10^{-3}$
$[S] + 6F \leftrightarrow SF_6$	$2,910 \cdot 10^{-4}$	$1,380 \cdot 10^{-4}$
$[Mg] + [S] \leftrightarrow [MgS]$	$1,181 \cdot 10^{-5}$	$1,387 \cdot 10^{-6}$

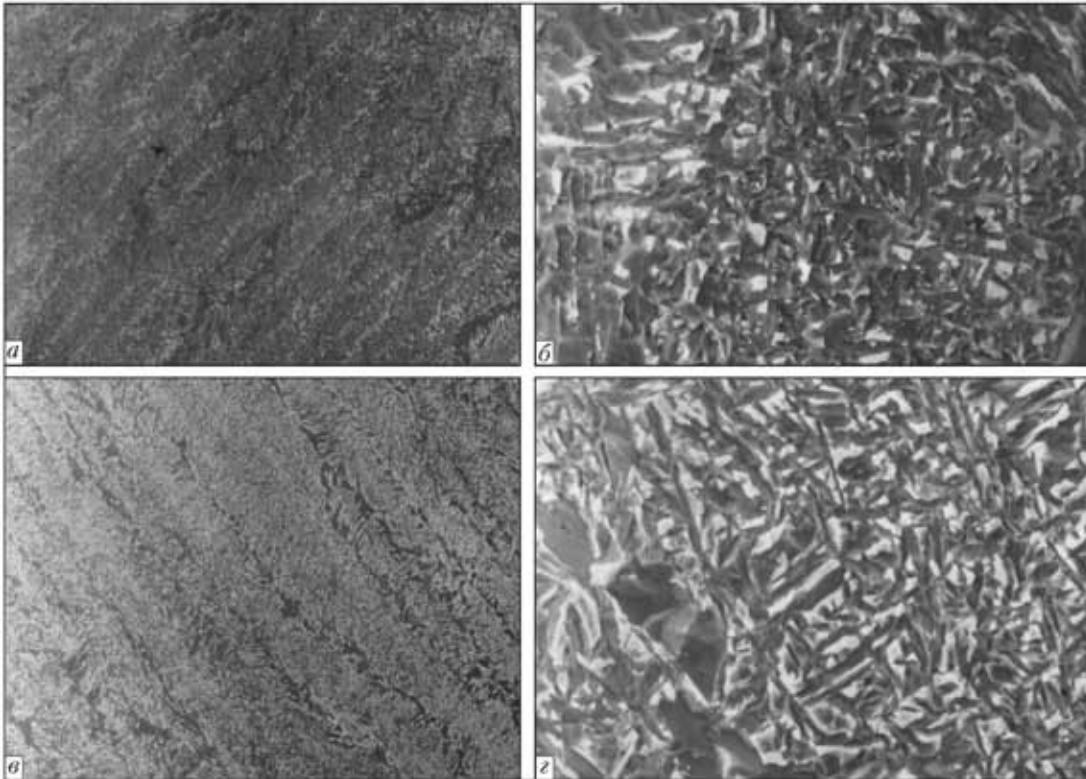


Рис. 2. Микроструктура наплавленного металла шва с содержанием серы 0,003 (а, б) и 0,020 мас. % (в, г): а, в, $\times 100$; б, г, $\times 1000$

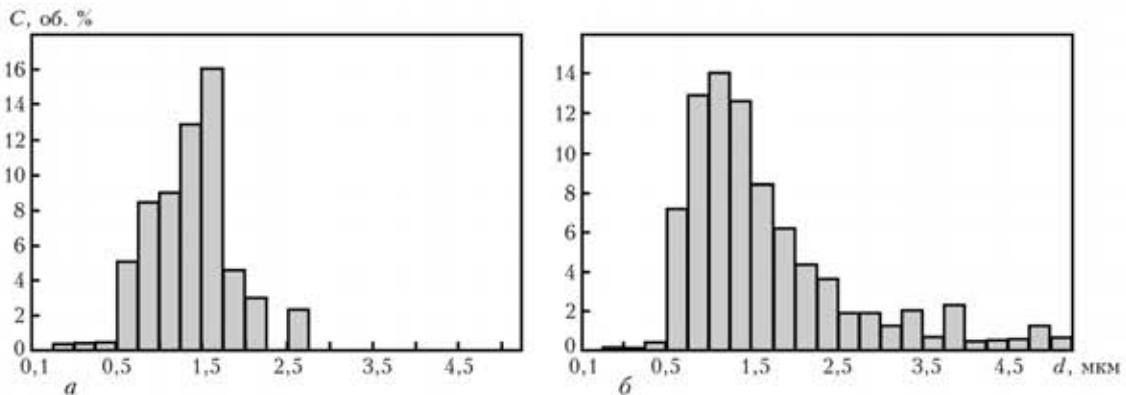


Рис. 3. Распределение неметаллических включений по размерам в наплавленном металле с содержанием серы 0,003 (а) и 0,020 мас. % (б): С — содержание неметаллических включений

Таблица 2. Влияние содержания серы в наплавленном металле на механические свойства металла шва

S, мас. %	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ , %	KCV (Дж/см ²) при температуре			
				+20 °С	-20 °С	-40 °С	-60 °С
0,003	635	525	23,3	140,0	68,1	57,5	52,5
0,008	590	480	22,1	90,0	65,5	45,1	—
0,020	500	400	21,0	85,2	42,8	35,2	—

серы в наплавленном металле объемная доля дисперсных неметаллических включений выше, чем при $S = 0,020$ мас. %.

Таким образом, самым активным десульфуратором являются лигатуры на основе кальция. Это объясняется тем, что кальций связывает серу в сульфид кальция CaS, который не растворяется

в железе. Ассимилируясь с нейтральным шлаком, он снижает содержание сульфида железа в сварочной ванне, а также объем и размеры неметаллических включений в металле шва, что оказывает положительное влияние на механические свойства сварных соединений.

Выводы

1. При сварке порошковой проволокой существенную роль в десульфурации металла играют процессы, протекающие на стадии капли, в результате которых образуются летучие фториды и оксиды серы, а также нерастворимые в железе сульфиды. Эффективность десульфурации металла шва на стадии капли выше в случае применения кальцийсодержащих лигатур.

2. На стадии сварочной ванны с серой активно взаимодействуют фтор и марганец.

3. Введение активных десульфураторов на основе лигатур типа алюмокальция в состав сердечника порошковой проволоки приводит к повышению пластичности, снижению содержания и размеров неметаллических включений и повышению вязкопластических свойств металла шва.

1. *Вихлевчук В. А., Харахулах В. С., Бродский С. С.* Ковшевая доводка стали. — Днепропетровск: Системные технологии, 2000. — 190 с.

Metallurgical methods of lowering the content of sulphur in the weld metal in flux-cored wire welding were studied. The possibility of lowering the content of sulphur in the metal by using magnesium- and calcium-containing master alloys is shown. The prospects for improvement of mechanical properties of welded joints by lowering sulphur content in the deposited metal is considered.

2. *Внепечная обработка жидкой стали порошковой алюмокальциевой проволокой / В. П. Онищук, В. В. Кириленко, Д. А. Дюдкин и др. // Металл и литье Украины. — 2000. — № 1/2. — С. 20–23.*
3. *Підгасцький В. В.* Пори, включення і тріщини в зварних швах. — К.: Техніка, 1970. — 236 с.
4. *Походня И. К., Гаврилюк Ю. А., Орлов Л. Н.* Десульфурация металла при сварке порошковой проволокой // Автомат. сварка. — 1989. — № 11. — С. 47–50.
5. *Походня И. К., Сутпель А. М., Шленков В. Н.* Сварка порошковой проволокой. — Киев: Наук. думка, 1972. — 210 с.
6. *Киреев В. А.* Методы практических расчетов в термодинамике химических реакций. — М.: Химия, 1975. — 536 с.
7. *Владимиров Л. П.* Термодинамические расчеты равновесия металлургических реакций. — М.: Металлургия, 1970. — 528 с.
8. *Термодинамические свойства индивидуальных веществ: Справ. изд. / Под ред. В. П. Глушко. — В 4 т. — Т. 3: Элементы В, Al, Са, Th, Ti, Be, Ва и их соединения. — Кн. 2: Таблицы термодинамических свойств. — М.: Наука, 1981. — 400 с.*

Поступила в редакцию 19.09.2008

СОСТОЯНИЕ ПРОИЗВОДСТВА СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ В РОССИИ

З. А. СИДЛИН, д-р техн. наук (ООО «ТЕХПРОМ», г. Москва, РФ)

Рассмотрено современное состояние производства сварочных материалов в России. Отмечены положительные тенденции в этом секторе экономики за последние годы. Наряду с ними существуют проблемы, связанные с фальсификацией на рынке сварочных материалов, обеспечением стабильности качества их, квалификацией обслуживающего персонала, необходимостью повышения качества сырьевых материалов.

Ключевые слова: сварочное производство, сварочные материалы, покрытые электроды, положительные факторы, качество, сырье

Производство сварочных материалов в России, в первую очередь покрытых электродов, развивается достаточно успешно. Известно, что применение сварочных материалов коррелирует с потреблением стали, а так как по последнему показателю Россия существенно (более чем в 2 раза) отстает от экономически развитых стран, то соответственно следует оценивать и перспективы отечественного рынка стали и сварочных материалов [1].

Согласно данным Росстата, выпуск сварочных электродов в 2007 г. по сравнению с 2006 г. вырос на 10,2 % и составил 183,6 тыс.т. Электроды по-прежнему составляют основную долю сварочных материалов (около 78 %), что соответствует уровню механизации сварочных процессов в Индии. Выпуск сварочной проволоки (помимо учтенной в составе электродов) составляет 35 тыс. т, флюсов — 17 тыс. т и порошковой проволоки — 5 тыс. т. Видно, что соотношение долей различных сварочных материалов далеко от современного уровня развития сварочной техники. Можно отметить, что в развивающемся Китае доля ручной дуговой сварки снизилась уже до 63,4 % [2]. Ситуация со сварочными флюсами улучшается благодаря организации их производства на заводе «ЭСАБ-СВЭЛ» в С.-Петербурге, а также намечающемуся запуску в 2009 г. второй очереди производства керамических флюсов на Челябинском трубопрокатном заводе с доведением объема выпуска флюсов до 14 тыс. т в год. Выпуск омедненной сварочной проволоки возрос на 11 тыс. т в год в связи с пуском в 2008 г. линии на Орловском заводе «Северсталь-метиз». По оценке транснациональной консалтинговой компании «Frost and Sullivan» основным сегментом рынка сварочной техники в России являются сварочные

материалы, которые в стоимостном выражении составляют 65 % его объема [3].

Положительную динамику роста объемов выпуска электродов демонстрируют ведущие электродные предприятия, расположенные в различных регионах страны (таблица). Суммарный объем выпуска этих предприятий составляет 93...96 % общегосударственного. Особенно отменно, что рост происходит, несмотря на закрытие в последние годы целого ряда длительно функционировавших электродных производств, в том числе крупных (10...60 тыс. т в год). Большинство закрытых производств являлись высокозатратными, технически устаревшими и выпускали низкокачественную массовую продукцию, спрос на которую постоянно уменьшался. Однако имеющихся на сегодня мощностей, в том числе вновь введенных и модернизированных, вполне достаточно для обеспечения существующей потребности в электродах. Доля импортных электродов на российском рынке невелика и в 2006 г. составила 13,6 тыс. т (8,2 %) [4].

В то же время произошло укрепление ряда предприятий средней мощности (до 10 тыс. т в год), отличающихся большой мобильностью и возможностями диверсификации производства (Сычевский электродный завод, Электродный завод, С.-Петербург, Межгосметиз-Мценск, СЗСМ, Волгодонский электродный завод и др.), а также небольших заводов, выпускающих спецэлектроды (Завод сварочных материалов, г. Березовский), «Электрод Сервис», Московская обл. и др.), занимающихся постоянной модернизацией производства.

За последнее время существенно уменьшился средневзвешенный диаметр как выпускаемых и применяемых электродов, так и легированной сварочной проволоки для механизированной сварки (доля проволоки 0,8...1,6 мм составляет 64 %).

Положительным фактором, способствующим повышению качества выпускаемых сварочных материалов, послужил переход высококвалифицированных кадров с опытом работы из вузов и НИИ

непосредственно на производство: ЗСМ (группа кандидатов технических наук под руководством А. Н. Балина, ЛЭЗ (проф. Ю. М. Белов), ЛОЭЗ (канд. техн. наук И. С. Иоффе) и др.

К другим положительным тенденциям, проявляющимся на внутреннем рынке России, следует отнести улучшение точности изготовления, качества зачистки торцов, внешнего вида и упаковки электродов, внедрение их поштучной маркировки, увеличение объемов выпуска сварочной омедненной проволоки на еврокассетах с рядной послонной намоткой и пр.

Несомненно важным является также увеличение ассортимента источников питания и улучшение их характеристик, расширяющих технологические возможности существующей номенклатуры электродов.

Все изложенное выше сегодня обеспечивает доминирование на внутреннем рынке продукции российских производителей при достаточно низкой доле импорта. Однако накопленные в производстве сварочных материалов проблемы, частично перешедшие из предыдущего времени, а также вновь появившиеся, требуют периода оперативного разрешения для поддержания национального производителя.

Одним из самых серьезных моментов для изготовителей и потребителей электродов является идентификация товара для обнаружения и (или) предупреждения фальсификации. В сварочной технике различные электроды известны, главным образом, по своим марочным наименованиям, которые установлены технической документацией организаций-разработчиков (изготовителей). В бывшем СССР и на постсоветском пространстве в буквенном обозначении марки электродов в закодированном и не охраняемом законом виде, как

правило, представлено наименование организации-разработчика, который в большинстве случаев не является изготовителем. По существовавшему законодательству передача нормативно-технической документации от разработчика к изготовителю чаще всего осуществлялась безвозмездно — «в порядке оказания технической помощи». Поэтому электроды серий АНО, МР, ОЗС, ОЗЛ, ЦТ, ЭА и т.д. в настоящее время выпускают, как правило, без надзора разработчиков. Более того, известны случаи, когда документация на электроды, иногда даже в виде сборников, распространяется на рыночной основе посторонними организациями и физическими лицами. Кроме того, проводимая предприятиями-изготовителями без ведома организаций-разработчиков модернизация существующих марок направлена, главным образом, на снижение себестоимости электродов, а часто в ущерб их качественным характеристикам. В результате этого, а также из-за существенной разницы в техническом уровне различных производств, выпускающих формально электроды одних и тех же марок, электроды, имеющие одинаковое марочное наименование, но изготовленные разными производителями, могут существенно отличаться по своим свойствам. Хотя к настоящему времени часть этих фирменных наименований в России (и Украине) запатентованы (причем далеко не всегда авторами или их законными представителями), на практической деятельности изготовителей это никак не отразилось [5].

С целью идентификационного выделения своей продукции среди аналогичной ряд предприятий в настоящее время вводит двойные марочные наименования, дополненные обозначениями заводов. Идет также цивилизованный процесс появления настоящих фирменных брендов.

Изготовители электродов в своей практической деятельности неоднократно сталкиваются с фальсификацией поставляемых сырьевых материалов и сварочной проволоки (замена сортов и марок, подделка сертификатов качества и происхождения и т. д.) Но и сами изготовители электродов из коммерческих соображений могут поставлять фальсифицированные электроды (более дешевые ильменитовые под видом рутитовых, с существенно измененным по сравнению с присущим марке составом покрытия, изготовленные на проволоке, не соответствующей нормативной документации и т. д.). Применительно к электродам, являющимся ответственным видом продукции, обеспечивающим надежность и безопасность свариваемых объектов, та-

Выпуск электродов в России по регионам, тыс. т

Регионы	2005	2006	2007	2007/2006, %
Россия, всего, в т. ч.	158,1	166,6	183,6	110,2
г. Москва	31,6	36,4	43,9	120,5
Орловская обл.	26,3	33,3	31,8	95,3
г. С.-Петербург	15,7	18,4	23,1	125,4
Ростовская обл.	12,5	16,7	17,6	105,7
Челябинская обл.	13,4	12,1	13,1	108,4
Костромская обл.	6,0	8,0	10,0	124,2
Тюменская обл.	10,0	9,9	9,3	93,6
Смоленская обл.	5,2	5,7	6,6	114,3
Свердловская обл.	5,6	4,2	5,8	136,6
Нижегородская обл.	3,8	4,9	4,8	97,5
Пензенская обл.	3,8	3,7	3,9	104,3
Курганская обл.	3,4	3,2	2,9	89,8
Московская обл.	2,5	2,4	2,6	106,1

кая фальсификация недопустима. Тем более, что на предприятиях, не располагающих специалистами достаточной квалификации и необходимым контрольно-испытательным оборудованием, изменения в известные марки вносят, ориентируясь часто на внешние признаки электродов и только некоторые из показателей их сварочно-технологических свойств. Проблема фальсификации характерна для всего рынка России и СНГ в целом, борьбу с ней необходимо вести в первую очередь законодательно на государственном уровне.

В то же время фальсификацию не следует путать с «товарами-заменителями». Например, электроды с ильменитовым покрытием являются полноценной продукцией, в ряде сфер применения успешно заменяют рутиловые электроды, но на их маркировке, в сертификатах, товаросопроводительных и информационных документах должно быть указано их подлинное наименование, а цена соответствовать их качеству и происхождению.

По данным упомянутой ранее консалтинговой компании «Frost and Sullivan» расходные материалы российского производства лишь несколько уступают зарубежным по сварочно-технологическим свойствам и дизайну, но их более низкая цена является ключевым конкурентным преимуществом на весьма чувствительном к цене рынке РФ (сами российские изготовители и потребители считают эту разницу более существенной). Однако это преимущество теряется вследствие значительного повышения цен, в первую очередь на металл. Так, с апреля 2008 г. ведущие металлургические компании РФ — Северсталь, Мечел, Магнитогорский и Новолипецкий меткомбинаты в очередной раз резко повысили цены на металлопрокат (в среднем на 35...40 %), ссылаясь на повышение стоимости сырья. Между тем большинство российских металлургических компаний, являясь вертикально интегрированными структурами, располагает значительными собственными запасами железной руды. Так, НЛМК обеспечен рудой на 96, Евраз и Северсталь на 80 % [6].

«Металлургический фактор» может оказать самое негативное влияние на состояние российской экономики в целом, в том числе на сварочные материалы. В подобных случаях государство имеет право и обязано вмешаться и взять ситуацию под контроль. Эффективность такого вмешательства видна на общеизвестном примере Мечела.

Естественно, что и производители сварочных материалов были вынуждены поднять цены. Однако ценовая политика разных производителей существенно различна. Так, анализ цен на электроды трех ведущих заводов показывает повышение цен на электроды общего назначения на 27; 24 и 16 %, а на высоколегированные электроды (вслед за це-

ной никеля) у двух заводов цена снизилась примерно на 6 %, а у третьего выросла на 23 %.

Подчас можно услышать утверждения, что недостатки отечественных электродов связаны с «устаревшими формулами покрытий», т. е. с их составами [7]. По нашему мнению, это справедливо лишь для электродов узкого назначения, например, для сварки корневых слоев швов стыков магистральных трубопроводов. При соблюдении отработанных годами составов и технологии изготовления российские электроды по качественным показателям достаточно конкурентоспособны. Об этом, в частности, свидетельствует успешная работа в России предприятия «ЭСАБ-СВЭЛ» (С.-Петербург) со 100 % шведским капиталом, выпускающего наряду с электродами серии ОК и российские марки электродов серий УОНИ, ОЗС и др., и наращивающего объемы.

Главная проблема в обеспечении конкурентоспособности электродов связана со стабильностью их качества. Именно нестабильность качества, присущая продукции многих заводов и связанная в основном с их низким техническим уровнем, резко снижает конкурентоспособность отечественных электродов. Давно известно, что технология изготовления электродов оказывает непосредственное и часто решающее влияние на физические и металлургические процессы, протекающие при образовании сварного шва, а следовательно, на качество швов и на сварочно-технологические свойства электродов. Положительные свойства любой хорошей марки электродов могут быть сведены к нулю, если не будут удовлетворительно разрешены вопросы технологии их промышленного изготовления. Правильное решение этих вопросов имеет в настоящее время большее значение, чем редко оправданное «изобретательство» бесконечного числа новых или «модернизация» существующих марок электродов» [8]. Это утверждение справедливо и в наши дни.

Среди показателей, определяющих технический уровень производства, весьма существен фактор уровня квалификации рабочих основных специальностей и инженерно-технического персонала. Особенно это болезненно для производств сварочных материалов, где обучение персонала и в советское время, и теперь ведется только непосредственно на заводах при отсутствии современной литературы. В определенной мере снижению остроты этой проблемы будет способствовать выход в свет монографии «Производство электродов для дуговой сварки» [9].

Даже при высокой квалификации персонала свести влияние человеческого фактора к минимуму можно только путем рациональной автоматизации управления технологическими операциями и технологическим процессом в целом. При имеющемся уровне развития электродных заводов

и их финансовом состоянии одноэтапная комплексная автоматизация всего производства представляется нерациональной даже для крупных заводов. Более эффективным является процессный подход к автоматизации производства согласно одному из основополагающих принципов ИСО 9000. Автоматизация отдельных технологических переделов, т.е. локальных процессов, кроме «плюсов», полученных от возможности контроля и управления ими в реальном времени, существенно повышает стабильность параметров и качество продукции. Такой поэтапный подход, учитывающий задачи и текущие возможности конкретного предприятия и создающий условия для автоматизации предприятия в целом, позволяет оперативно получать реальную выгоду от внедрения конкретного этапа [10].

Практическая реализация с высокой степенью надежности большинства технологических операций требует существенного повышения качества исходного сырья или технологии его предварительной подготовки на заводе-изготовителе сварочных материалов. Однако задача обеспечения сырьевыми материалами и ферросплавами требуемого качества является проблемной в течение многих лет. Это вызвано как общей ситуацией в сырьевых и перерабатывающих отраслях [11], так и малыми объемами применения компонентов, повышенными требованиями к ним производителей сварочных материалов, отсутствием единых подходов различных производителей электродов, многие из которых идут по пути наименьшего сопротивления, соглашаясь на использование низкокачественных материалов. Большинство электродных предприятий занимает выжидательную позицию и не инвестирует не только в исследование новых материалов, но и в их внедрение. Последовательную работу по расширению сырьевой базы производства сварочных материалов ведут, пожалуй, только в ЦНИИКМ «Прометей» [12, 13].

Без решения «сырьевой» проблемы невозможно ни обеспечение стабильного качества, ни повышение общего уровня сварочно-технологических свойств электродов, по показателям которых российские электроды (как и СНГ в целом) уступают лучшей рыночной продукции. Именно работы по повышению и стабилизации сварочно-технологических свойств становятся центральной задачей отечественных производителей сварочных материалов.

1. Сидлин З. А. Электродное производство в России // Свароч. пр-во. — 2005. — № 10. — С. 35–37.
2. SVESTA-2007 / V. N. Bernadsky, O. K. Makovetskaya. — Kyiv: PEWY, 2007. — 108 p.
3. Российский и украинский рынки сварочной техники по оценке компании Frost and Sullivan // Сварщик. — 2006. — № 3. — С. 4.
4. Бунакова О., Хазанов Л. Ювелиры метизного профиля // Металлоснабжение и сбыт. — 2008. — № 1. — С. 86–88.
5. Сидлин З. А. К вопросу о качестве современных отечественных электродов для ручной дуговой сварки // Свароч. пр-во. — 2007. — № 12. — С. 32–34.
6. Малеев В. Светлое будущее откладывается // Известия. — 2008. — 8 апр.
7. Иоффе И. С., Гаврилин Ю. М. Повышение конкурентоспособности российских электродов // Свароч. пр-во. — 2004. — № 7. — С. 50–51.
8. Соколов Е. В. Электроды с качественным покрытием и их производство // Автоген. дело. — 1950. — № 11. — С. 26–30.
9. Сидлин З. А. Производство электродов для дуговой сварки. — М.: ООО «ЦТГ ИЭС им. Е. О. Патона», 2008.
10. Сидлин З. А., Гольдинберг П. И., Ветров Д. В. Автоматизация производства сварочных материалов — повышение стабильности качества // Свароч. пр-во. — 2008. — № 2. — С. 37–39.
11. Сырьевая и топливная база черной металлургии / Л. И. Леонтьев, Ю. С. Юсфин, Т. Я. Малышева и др. — М.: Академкнига, 2007. — 304 с.
12. Титановое и титаноредкоземельное сырье Кольского полуострова как источник традиционных и новых сварочных материалов / А. И. Николаев, Л. Г. Герасимова, В. Б. Петров и др. // Свароч. пр-во. — 2004. — № 9. — С. 45–49.
13. Характеристика сырьевой базы Мурманской области, компонентов электродных покрытий и флюсов для сварки / А. И. Николаев, В. Б. Петров, Ю. В. Плешаков и др. // Там же. — 2008. — № 5. — С. 32–36.

The current status of welding consumables production in Russia is considered. Positive tendencies in this economic sector over the recent years are noted. Alongside these, there are also problems associated with falsification in the welding consumables market, ensuring their stable quality, service personnel qualifications, and need to improve the raw material quality.

Поступила в редакцию 17.11.2008

СТРУКТУРА ФОСФОРСОДЕРЖАЩЕГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ТИПА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

И. И. РЯБЦЕВ, И. А. КОНДРАТЬЕВ, В. А. КОСТИН, Д. П. НОВИКОВА, кандидаты техн. наук,
И. Л. БОГАЙЧУК, А. А. БАБИНЕЦ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследованы особенности структуры наплавленного металла типа инструментальных сталей 30X4B2M2ФС, 30X2M2HCGФ и 35B9X3ГСФ, легированных фосфором в пределах 0...1,5 мас. %. Определено, что в высоколегированном наплавленном металле образуются сложные фосфиды глобулярной формы, содержащие ванадий, молибден, хром, марганец, вольфрам, т. е. металлы, фосфиды которых термодинамически наиболее устойчивы. Доказано, что наличие таких фосфидов не ухудшает трещиностойкость наплавленного металла исследованных типов.

Ключевые слова: дуговая наплавка, высоколегированный наплавленный металл, легирование фосфором, микроструктура, микрорентгеноспектральный анализ, фосфиды, фосфидные эвтектики, трещиностойкость

В работах [1, 2] показана перспективность использования фосфора в качестве легирующего элемента в низколегированных наплавочных материалах, которые применяются для восстановления и упрочнения деталей, работающих в условиях трения металла по металлу при комнатной температуре. Наличие фосфора в этих материалах увеличивает их износостойкость и снижает коэффициент трения скольжения. Использованию фосфора в качестве легирующего элемента в наплавочных материалах препятствует недостаточная изученность вопроса о влиянии фосфора на их структуру и свойства, а также устоявшееся мнение о его отрицательном воздействии на трещиностойкость сварных швов, хотя речь идет о материалах с содержанием фосфора не выше 0,05 мас. % [3, 4]. Однако, как установлено в работе [5], в низколегированном наплавленном металле может растворяться до 1 мас. % фосфора, а свободные фосфиды в виде пограничных фосфидных эвтектик, которые и являются основной причиной образования трещин, в структуре наплавленного металла практически отсутствуют. При этом допустимо наличие в его структуре небольшого количества тугоплавких фосфидов глобулярной формы.

В настоящей работе представлены результаты исследований влияния фосфора на структуру металла, наплавленного высоколегированными порошковыми проволоками ПП-Нп-30X4B2M2ФС, ПП-Нп-30X2M2HCGФ и ПП-Нп-35B9X3ГСФ, которые применяют для восстановления и упрочнения инструментов для горячего и холодного деформирования металлов и сплавов [6]. Исследовано также распределение фосфора между струк-

турными составляющими высоколегированного наплавленного металла. Целью настоящей работы является определение пределов легирования наплавленного металла выбранных систем легирования фосфором, при которых в структуре наплавленного металла отсутствуют легкоплавкие пограничные фосфидные эвтектики, а в самом наплавленном металле трещины не образуются.

Для проведения исследований изготовлено 12 порошковых проволок диаметром 2 мм (по четыре проволоки каждой марки). Содержание фосфора в наплавленном металле каждого типа изменяли в пределах 0...1,5 мас. %. Опытными проволоками под флюсом АН-26 были наплавлены образцы для замера твердости и химического состава наплавленного металла (табл. 1), а также для проведения исследований микроструктуры и микрорентгеноспектрального анализа. Режим наплавки был следующим: $I = 250...270$ А; $U_d = 24...26$ В; $v_n = 28$ м/ч. Приведенные в табл. 1 данные показывают, что в отличие от низкоуглеродистого низколегированного наплавленного металла [2] фосфор практически не влияет на твердость углеродистого высоколегированного наплавленного металла, основное воздействие на нее оказывает углерод.

Исследована микроструктура образцов наплавленного металла 12 составов. Известно, что структура высоколегированного наплавленного металла во многом зависит от термического цикла наплавки, поэтому при анализе структурного состояния наплавленного металла 30X4B2M2ФС, 30X2M2HCGФ и 35B9X3ГСФ использовали термокинетические диаграммы распада аустенита в этих материалах [7-9].

Как установлено в работе [7], в наплавленном металле 30X4B2M2ФС в широком диапазоне значений скорости охлаждения имеют место бейнитное и мартенситное превращения, которые при

Таблица 1. Химический состав (мас. %) и твердость *HRC* металла, наплавленного опытными порошковыми проволоками

Тип наплавленного металла	№ образца	C	Mn	Si	P	Cr	Mo	W	Ni	V	<i>HRC</i>
30X4B2M2ФC	1	0,30	0,98	0,83	—	4,31	2,14	2,32	—	0,37	53...56
	2	0,29	1,18	1,12	0,45	3,94	2,35	1,95	—	0,45	53...56
	3	0,33	1,05	0,97	0,93	4,17	2,43	2,14	—	0,29	55...57
	4	0,28	0,93	1,02	1,52	4,35	2,15	1,89	—	0,42	53...55
30X2M2HCGФ	5	0,24	0,97	0,81	—	2,29	1,92	—	1,20	0,43	51...52
	6	0,28	0,89	0,62	0,57	1,98	2,11	—	0,96	0,37	53...55
	7	0,27	0,92	0,76	0,89	2,13	2,01	—	1,03	0,52	49...51
	8	0,31	0,78	0,83	1,42	2,32	1,99	—	0,93	0,47	57...59
35B9X3ГCФ	9	0,33	1,08	0,63	—	2,56	—	9,17	—	0,36	53...54
	10	0,35	0,96	0,75	0,47	2,31	—	8,93	—	0,52	53...55
	11	0,30	0,98	0,73	1,02	2,85	—	8,97	—	0,47	51...53
	12	0,27	1,02	0,81	1,39	2,43	—	9,21	—	0,42	46...50

термических циклах наплавки до конца не происходят, вследствие чего в структуре наплавленного металла сохраняется остаточный аустенит.

В соответствии с этим микроструктура наплавленного металла 30X4B2M2ФC без фосфора (рис. 1, *a*, образец № 1, табл. 1) представляет собой мартенситно-бейнитную смесь (микротвердость *HV* 0,5 3860 МПа) и остаточный аустенит (*HV* 0,5 2320 МПа).

При легировании наплавленного металла 30X4B2M2ФC с 0,45 мас. % P (образец № 2, табл. 1), микротвердость мартенсита возрастает до *HV* 0,5 4120 МПа, а остаточного аустенита — до *HV* 0,5 257 МПа. Некоторое увеличение микротвердости, по-видимому, связано с растворением фосфора в структурных составляющих наплавленного металла (рис. 1, *b*).

В наплавленном металле 30X4B2M2ФC, содержащем 0,93 мас. % P (образец № 3, табл. 1), микротвердость остаточного аустенита повышается до *HV* 0,5 3860 МПа, а мартенситных участков — до *HV* 0,5 4730...5090 МПа. В структуре наплавленного слоя образца № 3 появляются темно-травящиеся включения различных размеров (рис. 1, *в*).

При увеличении содержания фосфора до 1,52 мас. % (образец № 4, табл. 1) наплавленный металл 30X4B2M2ФC имеет ячеистую структуру (микротвердость *HV* 0,5 3030 МПа), по границам ячеек формируются оторочки (микротвердость *HV* 0,5 4120 МПа), в которых располагаются фосфидные включения (рис. 1, *г*).

Анализ термокинетической диаграммы распада аустенита наплавленного металла 30X2M2HCGФ [8] показывает, что в диапазоне значений скорости охлаждения, соответствующих термическому циклу наплавки, сначала происходит бейнитное, а затем мартенситное превращение. Для наплавленного металла 30X2M2HCGФ характерна высокая (390 °C) температура начала мартенситного превращения. Вследствие значительной скорости охлаждения при наплавке мартенситное превращение до конца не происходит и в структуре наплавленного металла сохраняется остаточный аустенит. В соответствии с этим мик-

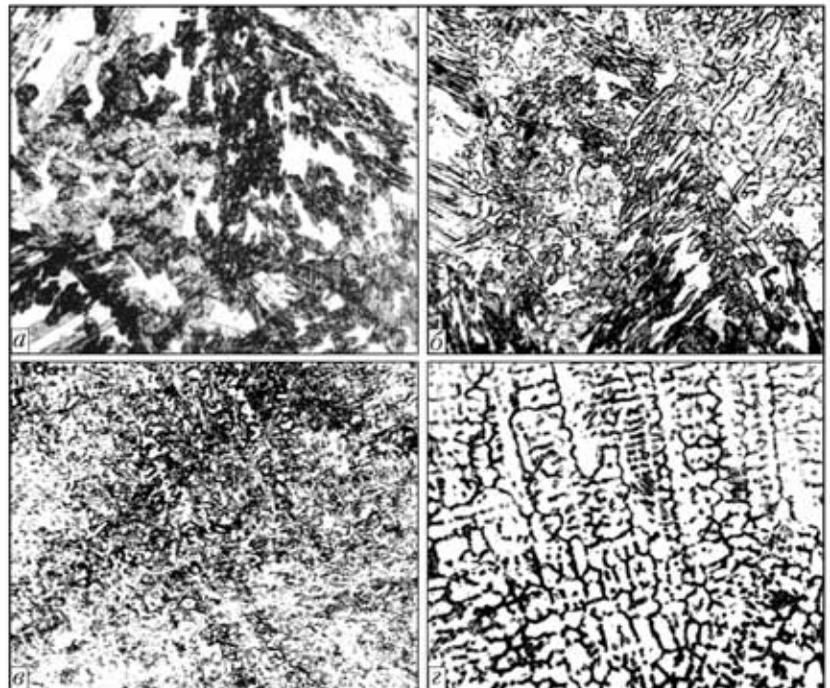


Рис. 1. Микроструктура ($\times 200$) образцов наплавленного металла 30X4B2M2ФC без фосфора (*a*) и с 0,45 (*b*), 0,93 (*в*), 1,52 мас. % P (здесь, а также на рис. 2 и 3 — травление электролитическое в хромовой кислоте)

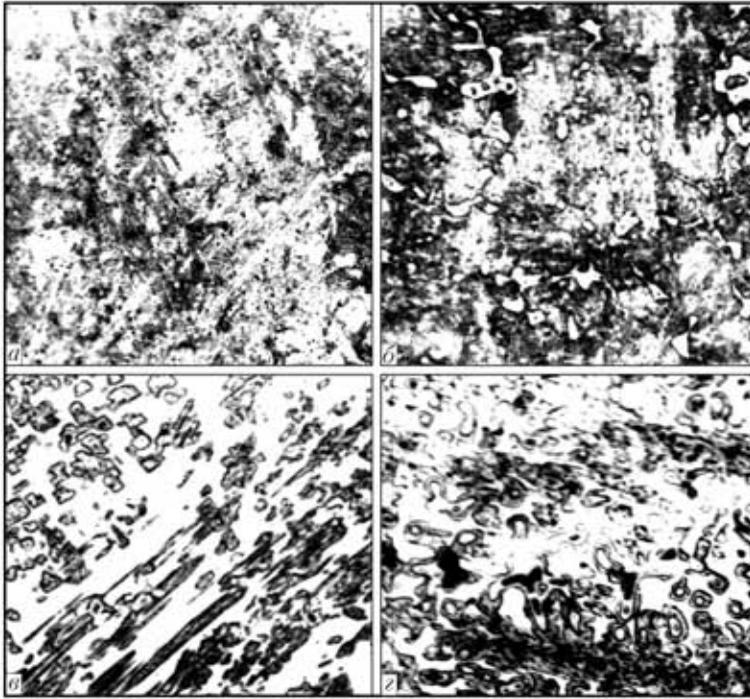


Рис. 2. Микроструктура (X200) образцов наплавленного металла 30X2M2HCGF без фосфора (а) и с 0,57 (б), 0, 89 (с), 1,42 мас. % (д) Р

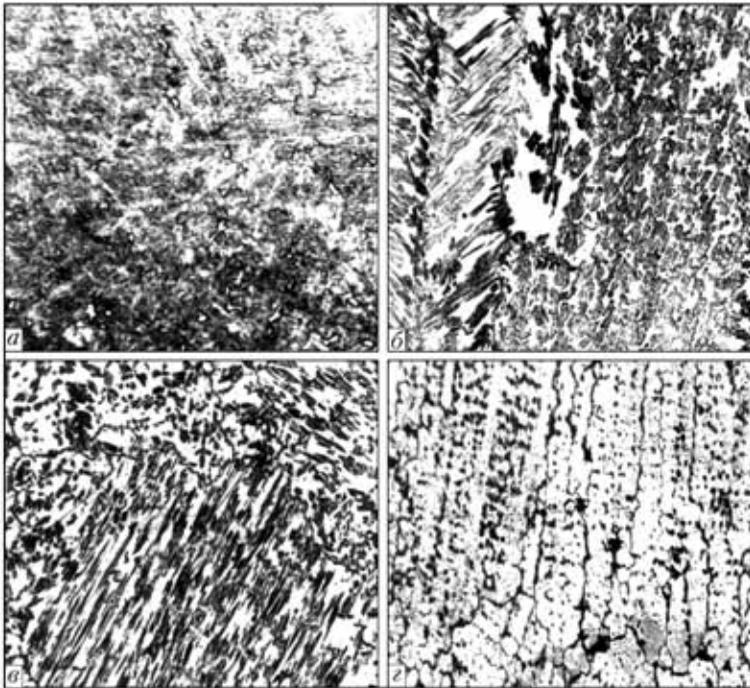


Рис. 3. Микроструктура (X200) образцов наплавленного металла 35B9X3ГCF без фосфора (а) и с 0,47 (б), 1,02 (с), 1,39 мас. % (д) Р

роструктура наплавленного металла 30X2M2HCGF без фосфора (рис. 2, а, образец № 5, табл. 1) представляет собой мартенситно-бейнитную смесь (микротвердость $HV_{0,5}$ 3030 МПа), попадающую различными кристаллографическими осями на поверхность шлифа (светлые и темные иглы имеют одинаковую твердость). В структуре этого металла присутствует

также остаточный аустенит (микротвердость $HV_{0,5}$ 2290 МПа).

При содержании в наплавленном металле 30X2M2HCGF 0,57 мас. % Р (образец № 6, табл. 1) мартенситно-бейнитная структура в нем укрупняется, ее микротвердость возрастает до $HV_{0,5}$ 3860...4410 МПа. Объемная доля аустенита остается примерно на том же уровне. В структуре наплавленного металла встречаются также светлые компактные включения развитой формы, которые предварительно идентифицировали как δ -феррит (рис. 2, б).

Структура наплавленного металла 30X2M2HCGF с 0,89 мас. % Р (образец № 7, табл. 1) включает мартенсит, бейнит и остаточный аустенит (рис. 2, в). Микротвердость мартенситно-бейнитной составляющей — $HV_{0,5}$ 4120 МПа, остаточного аустенита — $HV_{0,5}$ 3210 МПа.

При дальнейшем увеличении содержания фосфора до 1,42 мас. % (образец № 8, табл. 1) микротвердость остаточного аустенита возрастает до $HV_{0,5}$ 3620 МПа. Мартенситно-бейнитная составляющая имеет микротвердость $HV_{0,5}$ 5490 МПа. В структуре наплавленного металла формируются цепочки фосфидов и возникают микротрещины, которые передаются от фосфида к фосфиду (рис. 2, г).

Как следует из термокинетической диаграммы распада аустенита, структура наплавленного металла 35B9X3ГCF при скорости охлаждения, соответствующей термическому циклу наплавки, должна состоять из игольчатого троостита, мартенсита, остаточного аустенита и карбидов [9]. При медленном охлаждении, характерном для изотермического отжига, в структуре наплавленного металла 35B9X3ГCF возможно появление феррита. Для этого типа наплавленного металла характерна также высокая (410 °С) температура начала мартенситного превращения.

Структура наплавленного металла 35B9X3ГCF без фосфора (образец № 9, табл. 1) представляет собой мартенситно-трооститную смесь, имеющую микротвердость $HV_{0,5}$ 4730 МПа, ориентация игл в основном под углом 60° (рис. 3, а). Формируются участки остаточного аустенита ($HV_{0,5}$ 3620 МПа) и включения карбидов.

Структура наплавленного металла 35B9X3ГCF, содержащая 0,47 мас. % Р (образец

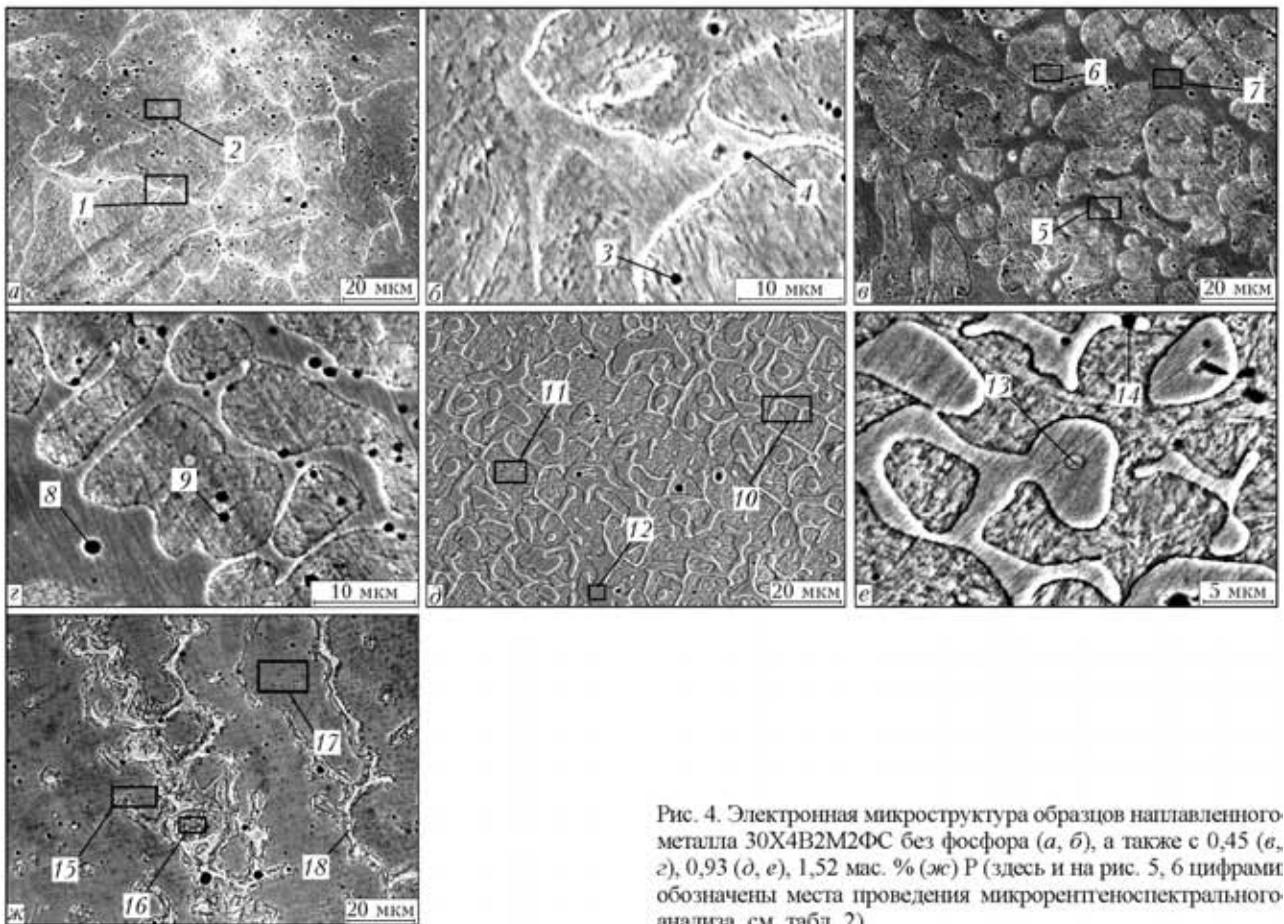


Рис. 4. Электронная микроструктура образцов наплавленного металла 30X4B2M2FC без фосфора (а, б), а также с 0,45 (в, з), 0,93 (д, е), 1,52 мас. % Р (здесь и на рис. 5, 6 цифрами обозначены места проведения микрорентгеноспектрального анализа, см. табл. 2)

№ 10, табл. 1), аналогична структуре образца № 9 (рис. 3, б). Микротвердость мартенситно-трооститной матрицы составляет $HV_{0,5}$ 4730 МПа, остаточного аустенита — $HV_{0,5}$ 3860 МПа.

При увеличении содержания фосфора до 1,02 мас. % в наплавленном металле 35B9X3ГСФ (образец № 11, табл. 1) сохраняется структура, состоящая из мартенсита, игольчатого троостита и остаточного аустенита. Микротвердость мартенсита и аустенита сохраняется на одном и том же уровне. В отдельных участках структуры наплавленного металла выявлены округлые включения, возможно, фосфиды (рис. 3, в).

Наплавленный металл 35B9X3ГСФ с содержанием фосфора 1,39 мас. % имеет ячеистую структуру (рис. 3, з, образец № 12, табл. 1), в которой есть включения карбидов, а возможно, и фосфидов. Зафиксировано также появление микротрещин.

С помощью микрорентгеноспектрального анализа исследовано распределение основных легирующих элементов, и в первую очередь фосфора, в структуре наплавленного металла всех образцов (рис. 4–6, табл. 2–5). Интегральный анализ охватывал участок в несколько десятков микрометров, что позволило определить состав матрицы наплавленного металла и ее структурных состав-

ляющих; точечный анализ был выполнен на участке диаметром 1 мкм в основном для определения наличия различных включений.

Результаты микрорентгеноспектральных исследований показали, что наплавленный металл всех систем легирования по некоторым элементам имеет достаточно высокую химическую микroneоднородность. Так, в наплавленном металле 30X4B2M2FC без фосфора выявлена неоднородность по кремнию и вольфраму (рис. 4, а, б; № 1–4, табл. 2); в 30X2M2HCGФ — по кремнию и никелю (рис. 5, а; № 1–3, табл. 3); в 35B9X3ГСФ — по вольфраму и ванадию (рис. 6, а; № 1, 2, табл. 4).

Легирование наплавленного металла фосфором (0,5 мас. %) несколько снижает химическую микroneоднородность по этим элементам. В таком случае в наплавленном металле 30X4B2M2FC наблюдается неоднородность только по вольфраму (рис. 4, в, з; № 5–9, табл. 2); в 30X2M2HCGФ — только по никелю (рис. 5, б; № 4–6, табл. 3); в 35B9X3ГСФ — только по кремнию (рис. 6, б, в; № 4–7, табл. 4). Во всех трех типах наплавленного металла фосфор находится в твердом растворе практически во всех структурных составляющих, появления свободных фосфидов не зафиксировано. Одновременно имеет место значительная неоднород-

Таблица 2. Результаты микрорентгеноспектрального анализа металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-30Х4В2М2ФС

Содержание P, мас. %	Место анализа	№ исследуемого участка по рис. 4	Содержание элементов, мас. %							
			Fe	Mn	Si	P	Cr	Mo	W	V
Без фосфора	Матрица	1	90,38	1,33	1,23	0	4,31	1,33	0,68	0,23
	»	2	89,74	1,28	0,70	0	3,37	1,77	2,41	0,37
	Включение	3	70,92	11,84	2,00	0,30	3,37	8,19	3,18	0,16
	»	4	81,52	5,52	2,53	0,29	3,66	3,24	3,03	0,20
0,45	Матрица	5	87,83	1,95	0,50	0,42	3,49	2,51	2,92	0,37
	»	6	88,27	1,58	0,81	0,66	3,86	2,24	1,71	0,31
	»	7	91,48	1,32	1,12	0	3,59	1,44	0,86	0,20
	Включение	8	60,41	18,54	4,43	0,47	3,37	9,10	3,01	0,63
	»	9	79,52	7,20	4,55	0,37	3,46	2,06	2,55	0,31
0,93	Матрица	10	90,60	1,41	0,83	0,69	2,29	2,43	0,46	0,31
	»	11	92,93	1,02	0,89	0,32	2,68	1,00	0	0,18
	»	12	88,20	1,26	0,39	1,31	2,16	3,73	0,80	0,72
	Включение	13	35,16	39,24	7,71	0,88	1,06	5,77	9,04	0,78
	»	14	68,63	2,39	0,25	8,14	5,15	11,56	1,46	1,67
1,52	Матрица	15	85,53	1,13	0,01	1,64	3,71	2,51	4,87	0,34
	»	16	89,06	1,14	0,79	0,81	4,37	1,47	1,69	0,68
	»	17	87,15	1,66	0,37	0,95	4,02	1,97	3,74	0,17
	Пленка фосфидная	18	67,81	2,63	0,53	6,63	8,22	7,94	4,82	1,42

Таблица 3. Результаты микрорентгеноспектрального анализа металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-30Х2М2НСГФ

Содержание P, мас. %	Место анализа	№ исследуемого участка по рис. 5	Содержание элементов, мас. %							
			Fe	Mn	Si	P	Cr	Mo	Ni	V
Без фосфора	Матрица	1	91,95	1,25	0,66	0	2,21	2,43	1,21	0,29
	»	2	90,64	1,27	0,13	0	2,28	2,80	1,33	0,47
	»	3	90,21	0,98	0,12	0,18	2,21	3,43	0,40	0,34
0,57	»	4	91,24	1,12	0,75	0,61	2,47	1,99	1,27	0,17
	»	5	91,68	1,36	0,45	0,12	1,84	2,32	1,18	0,17
	»	6	93,81	0,94	0,49	0,04	2,25	1,49	0,60	0,24
0,89	»	7	87,88	1,67	0,92	0,76	4,30	2,20	0	0,31
	»	8	86,87	1,99	1,18	0,87	3,65	1,32	0,30	0,27
	»	9	86,97	1,24	0,75	0,69	4,40	2,11	0,40	0,23
	Включение	10	83,82	1,62	1,44	2,57	5,22	3,10	0	0,76
	»	11	69,14	11,43	6,57	0,94	3,82	4,27	0	0,36
1,42	Матрица	12	90,21	2,08	0,56	0,95	2,19	2,22	1,15	0
	»	13	91,70	1,04	0,77	0,89	2,33	2,33	0,75	0,20
	»	14	88,77	1,54	0,39	1,24	1,82	2,41	1,50	0,35
	Включение	15	69,21	3,19	0,39	8,95	5,07	9,63	1,64	1,39
	»	16	72,19	2,60	0,59	8,17	4,86	8,71	1,67	1,21
	»	17	71,29	2,76	0,60	8,72	4,69	9,42	1,13	1,23

Таблица 4. Результаты микрорентгеноспектрального анализа металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-35В9Х3ГСФ

Содержание P, мас. %	Место анализа	№ исследуемого участка по рис. 6	Содержание элементов, мас. %						
			Fe	Mn	Si	P	Cr	W	V
Без фосфора	Матрица	1	88,87	1,38	0,30	0	2,45	6,20	0
	»	2	90,84	1,25	0,18	0	1,74	5,39	0,60
0,47	»	3	88,44	1,35	0	0,23	1,72	7,38	0,38
	»	4	90,36	1,36	0	0	1,49	5,93	0,53
	»	5	88,16	1,75	0,33	0,45	2,09	5,71	0,37
	Включение	6	88,82	1,33	0,25	0,33	2,31	6,45	0,51
	»	7	88,10	2,39	0,32	0,27	1,76	6,16	0,25
1,02	Матрица	8	89,51	1,63	1,22	0,70	1,96	3,67	0,45
	»	9	87,84	1,82	0,54	0,80	2,11	5,37	0,46
	»	10	87,40	1,42	0,44	0,70	1,96	3,67	0,45
	Включение	11	72,53	11,22	3,09	0,73	1,31	7,35	1,50
	»	12	79,23	3,22	0,13	6,07	4,72	5,49	0,75
1,39	Матрица	13	85,10	1,12	0	1,56	2,07	9,17	0,37
	»	14	90,05	1,35	0,40	0,48	2,06	5,42	0,21
	»	15	87,78	0,64	0	0,89	2,04	8,26	0,36
	Включение	16	70,98	2,39	0	7,59	5,86	11,53	1,41
	»	17	73,75	4,52	0,23	9,73	6,28	3,63	1,57
	Пленка фосфидная	18	72,28	3,68	0,61	12,24	7,70	2,06	1,34

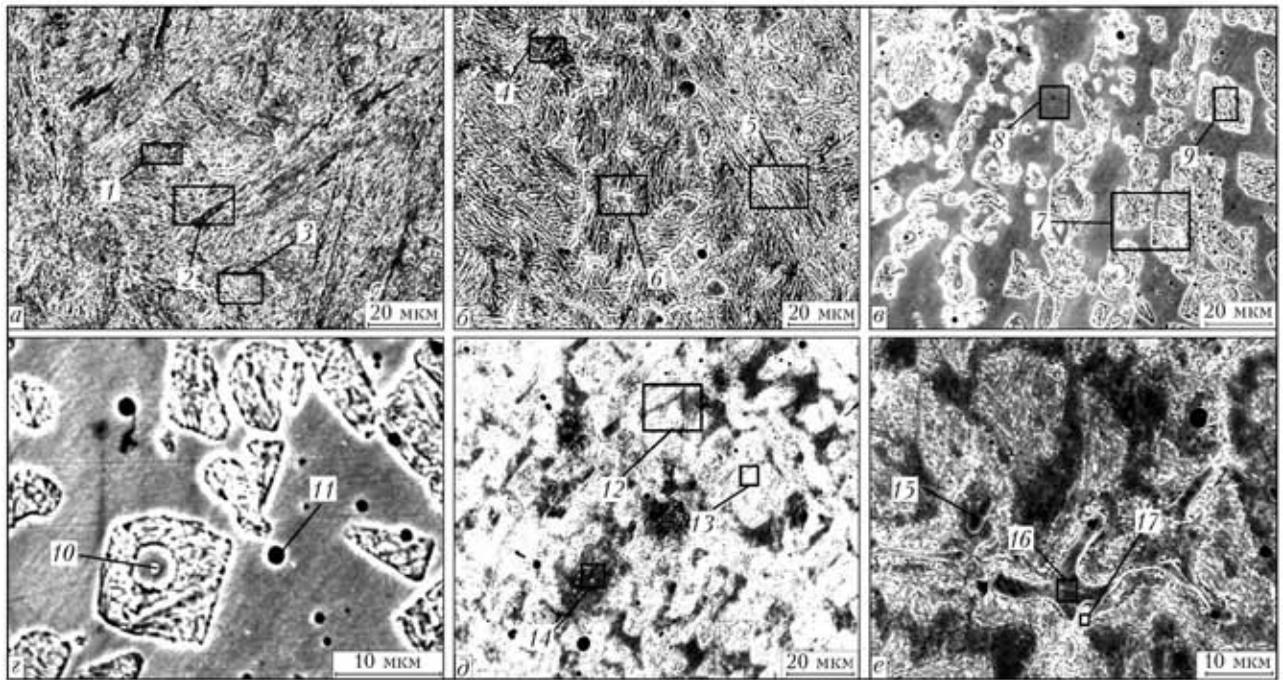


Рис. 5. Микроструктура образцов наплавленного металла 30Х2М2НГФ без фосфора (а) и с 0,57 (б), 0,89 (в, з), 1,42 мас. % (д, е) Р (см. табл. 3)

ность по фосфору: в наплавленном металле 30Х4В2М2ФС содержание фосфора колеблется в пределах 0,37...0,66 мас. %; в 30Х2М2НГФ оно составляет 0,12...0,61 мас. %; в 35В9Х3ГСФ — 0,23...0,45 мас. %. Это объясняется, по-видимо-

му, различной степенью растворимости фосфора в α - и γ -железе [10].

При увеличении содержания фосфора до 1,00 мас. % в наплавленном металле 30Х4В2М2ФС наблюдается неоднородность по вольфраму и мо-

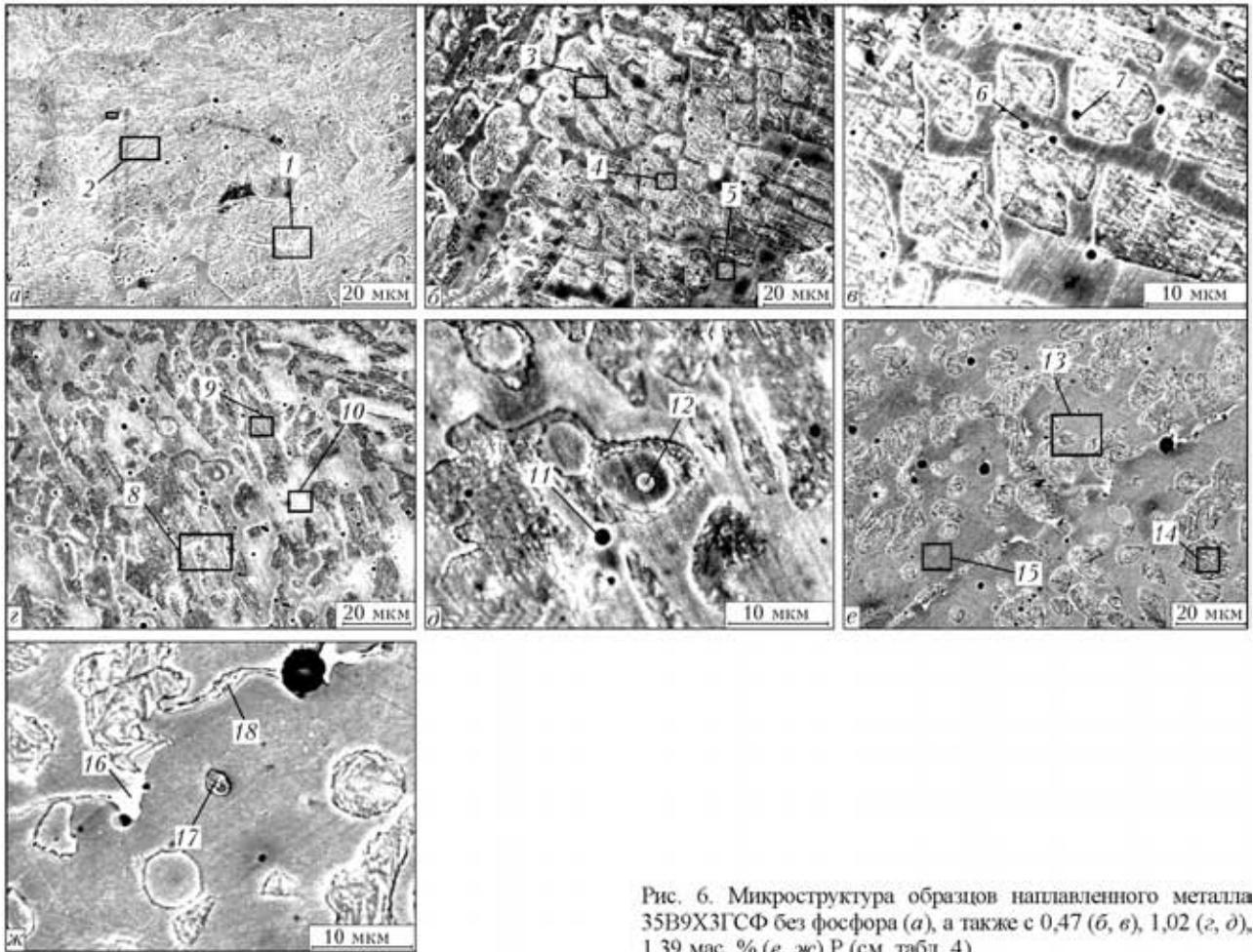


Рис. 6. Микроструктура образцов наплавленного металла 35В9Х3ГСФ без фосфора (а), а также с 0,47 (б, в), 1,02 (з, д), 1,39 мас. % (е, ж) Р (см. табл. 4)

либдену (рис. 4, д, е; № 10–14, табл. 2); в 30Х2М2НСГФ — по никелю (рис. 5, в, з; № 7–11, табл. 3); в 35В9Х3ГСФ — по кремнию и вольфраму (рис. 6, з, д; № 8–12, табл. 4). В наплавленном металле 30Х4В2М2ФС с 8,14 мас. % Р (см. рис. 4, е; № 14, табл. 2) и в 35В9Х3ГСФ с 6,07 мас. % Р (рис. 6, д; № 12, табл. 4) происходит формирование включений фосфидов глобулярной формы. Фосфиды содержат повышенную массовую долю марганца, хрома, молибдена и ванадия. В наплавленном металле 30Х2М2НСГФ с массовой долей фосфора около 1,00 % свободных фосфидов обнаружено не было. В наплавленном металле 30Х4В2М2ФС содержание фосфора в различных структурных составляющих матрицы колеблется в пределах 0,32...1,31 мас. %; в 30Х2М2НСГФ — 0,69...0,88 мас. % Р; в 35В9Х3ГСФ оно составляет 0,70...0,80 мас. %.

В наплавленном металле 30Х4В2М2ФС с содержанием фосфора около 1,5 мас. % выявлена неоднородность по кремнию и вольфраму (рис. 4, ж; № 15–18, табл. 2); в 30Х2М2НСГФ — по ванадию (рис. 5, д; № 12–14, табл. 3); в 35В9Х3ГСФ — по кремнию, марганцу и вольфраму (рис. 6, е; № 13–15, табл. 4). В наплавленном металле всех трех типов отмечено появление отдельных

включений фосфидов компактной формы, а также фосфидных пленок (рис. 4, ж; № 18, табл. 2; рис. 5, е; № 15–17, табл. 3; рис. 6, ж; № 16–18, табл. 4). Содержание фосфора в них колеблется от 5,93 (30Х4В2М2ФС) до 12,24 мас. % (35В9Х3ГСФ). Фосфиды и фосфидные пленки содержат повышенную массовую долю марганца, хрома, молибдена и ванадия. Фосфор в различных структурных составляющих матрицы распределяется следующим образом: в наплавленном металле 30Х4В2М2ФС — 0,81...1,64 мас. %; в 30Х2М2НСГФ — 0,95...1,64 мас. %; в 35В9Х3ГСФ — 0,48...1,57 мас. %.

Микрорентгеноспектральный анализ подтвердил ранее выполненные термодинамические расчеты равновесия химических реакций образования фосфидов основных легирующих элементов [11]. С помощью расчетов установлено, что в первую очередь следует ожидать формирования фосфидов ванадия, молибдена, хрома, марганца, вольфрама (по убывающей), т. е. тех элементов, повышенное содержание которых выявлено в фосфидах наплавленного металла исследованных типов.

Таким образом, микрорентгеноспектральный анализ показал, что с увеличением содержания фосфора

до 1,5 мас. % возрастает массовая доля растворенного фосфора в матрице наплавленного металла исследованных систем легирования. Включения фосфидов глобулярной формы формируются в наплавленном металле исследованных типов при содержании фосфора около 1 мас. %. При содержании фосфора около 1,5 мас. % происходит значительное увеличение включений фосфидов компактной формы, а также фосфидных пленок, что приводит к появлению трещин в наплавленном металле.

Исследованиями установлено, что в высоколегированном наплавленном металле образуются сложные фосфиды, содержащие в зависимости от системы легирования ванадий, молибден, хром, марганец, вольфрам, т. е. металлы, фосфиды которых наиболее термодинамически устойчивы и имеют достаточно высокую температуру плавления. Наличие таких фосфидов глобулярной формы трещиностойкость наплавленного металла исследованных типов не ухудшает.

1. Рябцев И. И., Кусков Ю. М. Перспективы использования фосфора в наплавочных материалах на основе железа // Автомат. сварка. — 2003. — № 1. — С. 12–16.
2. Триботехнические характеристики наплавленного металла системы легирования Fe–Cr–Si–Mn–P / И. И. Рябцев, Ю. М. Кусков, В. Ф. Грабин и др. // Там же. — 2003. — № 6. — С. 20–24.

Peculiarities of structure of the deposited metal of the type of tool steels 30Kh4V2M2FS, 30Kh2M2NSGF and 35V9Kh3GSF, alloyed with 0...1.5 wt. % phosphorus, were investigated. Complex phosphides of the globular shape, containing vanadium, molybdenum, chromium, manganese and tungsten, i.e. metals the phosphides of which exhibit the highest thermodynamic stability, were found to form in the high-alloy deposited metal. The presence of such phosphides does not deteriorate crack resistance of the investigated types of the deposited metal.

3. Влияние фосфора на структуру и свойства металла швов при сварке низколегированных сталей / А. А. Алексеев, И. Р. Явдопци, В. Г. Войткевич, Ю. Д. Морозов // Там же. — 1989. — № 4. — С. 7–10.
4. Влияние фосфора на ударную вязкость и химическую микронеоднородность металла сварных швов / И. К. Походня, В. Г. Войткевич, А. А. Алексеев и др. // Там же. — 1992. — № 2. — С. 3–7.
5. Рябцев И. И., Кусков Ю. М., Новикова Д. П. Влияние фосфора на трещиностойкость низкоуглеродистого наплавленного металла системы легирования Fe–Mn–Si–Cr // Там же. — 2006. — № 5. — С. 15–19.
6. Рябцев И. А., Кондратьев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Экотехнология, 1999. — 62 с.
7. Кондратьев И. А., Васильев В. Г., Довженко В. А. Структура и свойства металла, наплавленного порошковыми проволоками марок ПП-Нп-25Х5ФМС и ПП-Нп-30Х4В2М2ФС // Оборудование и материалы для наплавки. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1990. — С. 56–60.
8. Кондратьев И. А., Гладкий П. В. Порошковая проволока ПП-Нп-30Х2М2НФ для наплавки валков горячей прокатки // Пути развития машиностроительного комплекса Магнитогорского металлургического комбината. — Магнитогорск: ЗАО «Марс», 1996. — С. 156–163.
9. Фрумкин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Металлургиздат, 1961. — 421 с.
10. Лунев В. В., Аверин В. В. Сера и фосфор в стали. — М.: Металлургия, 1988. — 256 с.
11. Рябцев И. И. Расчетно-экспериментальная оценка эффективности легирования фосфором высоколегированного наплавленного металла // Автомат. сварка. — 2008. — № 5. — С. 18–22.

Поступила в редакцию 31.10.2008

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА ТЕРМОЦЕНТРОБЕЖНОГО РАСПЫЛЕНИЯ НА СВОЙСТВА СФЕРИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА

В. И. ДЗЫКОВИЧ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние процесса термоцентробежного распыления на структуру, микротвердость и стехиометрический состав сферических гранул карбидов вольфрама. Проведен сравнительный анализ исходных материалов для распыления (слитков) и сферических частиц. Установлено, что получение гранулированных частиц WC-W₂C, имеющих наивысшую микротвердость и износостойкость, возможно только в результате повторного переплава распыляемого материала.

Ключевые слова: карбиды вольфрама, центробежное распыление, стехиометрический состав, сферические частицы, износостойкие композиционные покрытия, дифрактометрические исследования

В последние годы широкое применение получил плавный карбид вольфрама в сферических гранулах, который выгодно отличается от традиционного дробленого карбида вольфрама повышенной твердостью (до *HV* 3000), высокой прочностью и хорошей сыпучестью. Эти качества позволили значительно расширить возможности применения данного материала, особенно в области плазменно-порошковой и лазерной наплавки, а также получения износостойких композиционных покрытий методом пропитки.

Важнейшими характеристиками сферических частиц литых карбидов вольфрама (WC-W₂C) является их микротвердость и микроструктура. При соответствии каждой частицы стехиометрическому составу, который представляет собой эвтектический сплав, состоящий из 78...82 % W₂C и 18...22 % WC (при 3,9...4,1 % C) [1], показатели микротвердости имеют максимальные значения. Соблюдение такого соотношения является необходимым условием получения материала с целью создания композиционных покрытий, имеющих наивысшую износостойкость.

Известно, что одним из наиболее эффективных методов получения сферических частиц карбидов вольфрама является метод термоцентробежного распыления слитков, представляющих собой цилиндрические литые стержни диаметром 29...30 мм и длиной 200...250 мм. Слитки могут быть изготовлены способом выплавки в печах электросопротивления, либо с использованием печей индукционного нагрева. Процесс распыления ведется при больших скоростях вращения слитков (4000...10000 об/мин). В качестве источника нагрева применяется энергия струи дуговой плазмы [2, 3].

Целью данной работы является изучение влияния факторов концентрированного нагрева и мгновенной кристаллизации микрообъемов жидкого расплава (капель), образующихся в процессе распыления, на изменение структуры и свойств исходных материалов (слитков).

Для проведения экспериментов были отобраны пробы исходных материалов (литых стержней), полученных методом выплавки в печах электросопротивления и индукционным способом. Соответственно проводили оценки сферических частиц, полученных методом термоцентробежного распыления из этих же слитков. Параллельно определяли содержание углерода в слитках и частицах химическим способом. Кроме того, слитки карбидов вольфрама и сферические частицы проходили тестирование на микротвердость и микроструктуру. Процесс распыления проводили на режимах, обеспечивающих гранулометрический состав сферических частиц в пределах 180...200 мкм [4]. Для усреднения результатов опытов размер партии распыляемых слитков составлял 10 штук (15...17 кг). От каждой распыленной партии для изучения отбирали две пробы сферических частиц в количестве по 100 г каждая. Для тестирования исходных материалов от каждой партии слитков отбирали пробы в количестве 100 г, которые изготавливали методом механического дробления.

Результаты химического анализа на содержание углерода и результаты тестирования на микротвердость представлены в таблице, микроструктура исследуемых образцов приведена на рис. 1.

Из данных табл. 1 видно, что при повторном переплаве содержание углерода в материале несколько снижается, однако уровень значений микротвердости сферических частиц повышается по сравнению с исходным материалом, что позволяет прогнозировать высокие служебные характеристики износостойких покрытий, полученных с применением сферических частиц (WC-W₂C).

Таблица 1. Результаты тестирования отобранных проб литых стержней и сферических частиц

№ образца	Содержание углерода, %	Значения микротвердости HV 100
<i>Литые стержни</i>		
15/03-ст.И	4,20	2317 ± 78
14/03-ст.П	4,06	2206 ± 424
6/03-ст.И	4,20	2394 ± 502
<i>Сферические частицы</i>		
15/03-сф-1	3,98	2933 ± 366
15/03-сф-2	3,98	2904 ± 303
14/03-сф-1	3,80	2821 ± 312
14/03-сф-2	3,70	2801 ± 303
6/03-сф-1	3,70	2930 ± 300
6/03-сф-2	3,80	2914 ± 254

Примечание. В обозначении образцов, отобранных из слитков, буква «И» — индукционный способ выплавки; «П» — в печи электросопротивления.

Микроструктуры исходных материалов (литых стержней) (рис. 1, а) отличаются незначительно, поэтому способы выплавки слитков не оказывают влияния на формирование фазовых составляющих сферических частиц при термоцентробежном распылении.

Микроструктуры сферических частиц (рис. 1, б) имеют более мелкодисперсную структуру. Меха-

ническая смесь двух фаз имеет более упорядоченный характер, т. е. именно при повторном переплаве происходит измельчение структурных составляющих в результате создания множества микрообъемов жидкого металла (капель), их мгновенного отрыва и моментальной кристаллизации в полете. Именно эти факторы объясняют повышение микротвердости сферических частиц WC-W₂C.

Наиболее интересные результаты получены при проведении сравнительного рентгеноструктурного анализа слитков и гранул, полученных методом термоцентробежного распыления. В качестве наиболее показательных представлены результаты оценки проб 6/03-ст-И и 6/03-сф-1.

Дифрактометрию образцов проводили с помощью дифрактометра «ДРОН-УМ-1» в монокроматическом CuK_α-излучении методом шагового сканирования (35 кВ, 35 мА; время экспозиции в точке 3...7 с, шаг 0,05°). В качестве монохроматора использовали монокристалл графита, установленный на дифрагированном пучке. Во время съемки образец вращался вокруг нормали, проведенной к плоскости покрытия. Обработку данных дифрактометрического эксперимента с расчетом коэффициента текстуры фаз осуществляли с использованием программы для полнопрофильного анализа рентгеновских спектров от смеси поликристаллических фазовых составляющих PowderCell 2.4 [5]. Текстуру описывали в рамках модели March-

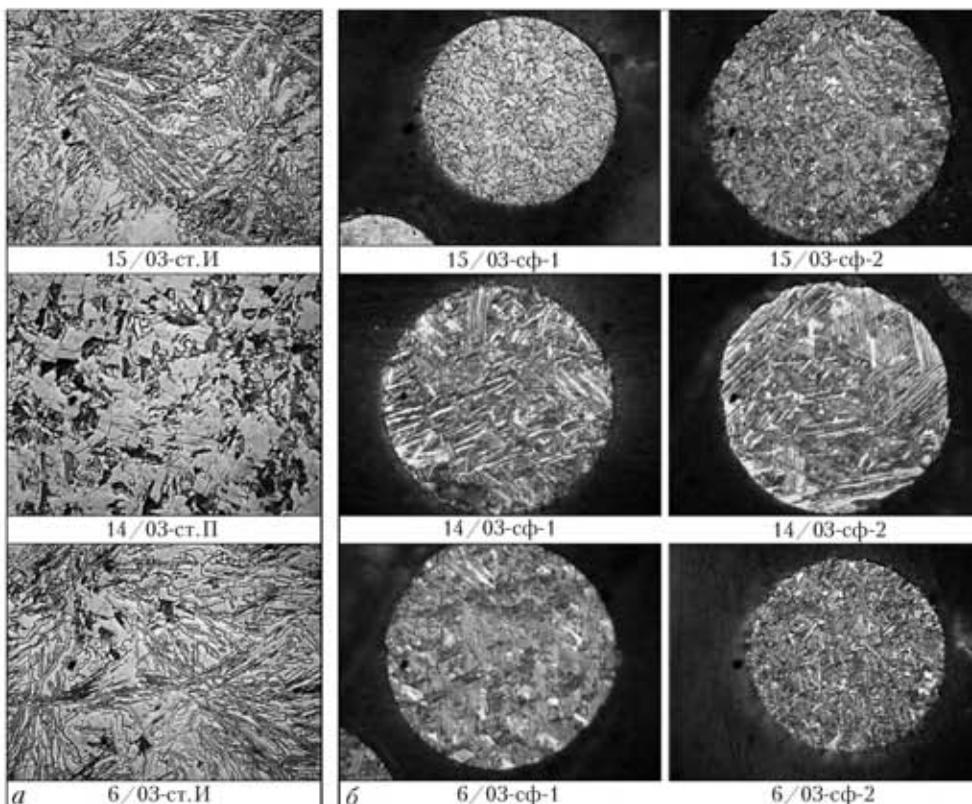


Рис. 1. Микроструктуры (×1000) литых стержней (а) и сферических частиц (б)

Таблица 2. Результаты вычислений параметров решетки

№ образца	Фазовое состояние	Содержание фазы, мас. %	Параметры решетки, нм		Ориентация решетки
			<i>a</i>	<i>c</i>	
6/03-ст.И	WC	32,07	0,29058	0,28373	0,6598
	W ₂ C	67,93	0,51850	0,47345	—
6/03-сф-1	WC	21,43	0,29078	0,28383	—
	W ₂ C	76,82	0,51909	0,47311	—
	W	1,76	0,31667	—	—

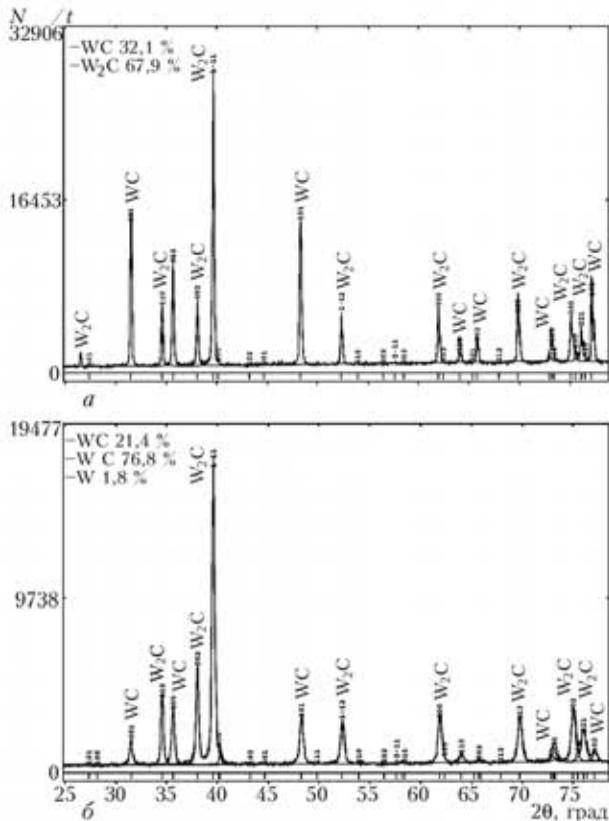


Рис. 2. Фрагмент полнопрофильного анализа дифракционной картины образца 6/03-ст.И (а) и 6/03-сф-1 (б)

Dollase, профили дифракционных максимумов аппроксимировали функцией псевдоФойгхта.

При оценке материала исходных литых стержней установлено, что соотношение между фазами WC и W₂C распределено следующим образом, мас. %: 32,1 WC и 67,9 W₂C (рис. 2, а). Это можно объяснить тем, что несмотря на технологическую стабильность процесса выплавки литых стержней возникают обстоятельства, при которых строгий контроль времени выдержки жидкого расплава в

лодочке и последующего его слива в литник бывают крайне затруднены (задымленность нагревательного элемента, невозможность визуального контроля за процессом плавления шихтовой смеси и др.). При этом возникают явные предпосылки для нарушения стехиометрического соотношения между рассматриваемыми фазами.

При дифрактометрии проб сферических частиц обнаружено, что соотношение между фазами WC и W₂C максимально стремится к эвтектическому и составляет, мас. %: 21,4 WC и 76,8 W₂C (рис. 2, б). Эти данные подтверждают предположение, что в процессе термоцентрибежного распыления создаются идеальные условия (мгновенный отрыв жидкой фазы в виде малого объема (капли) и его моментальная кристаллизация) для измельчения структуры и получения эвтектической пропорции WC/W₂C = 20/80. Содержание свободного вольфрама составляет 1,8 мас. % и связано, по всей вероятности, с выделением незначительного количества вольфрама на поверхности частиц по теории, рассмотренной в работе [6].

Таким образом, качество слитков карбидов вольфрама, являющихся исходным сырьем для производства сферических частиц, практически не зависит от способа их получения. Изготовление сферических частиц карбидов вольфрама с измельченной и упорядоченной структурой, повышенной микротвердостью и приближенных к эвтектическому соотношению фаз WC/W₂C = 20/80 возможно только при условии повторного переплава литых карбидов вольфрама.

1. Самсонов Г. В., Витрянюк В. Н., Чаплыгин Ф. И. Карбиды вольфрама. — Киев: Наук. думка, 1974. — 176 с.
2. А. с. 1381840 СССР. Установка центробежного распыления стержней из тугоплавких материалов / А. И. Белый, Б. В. Данильченко, В. С. Гончаренко, В. И. Дзыкович. — Оpubл. 15.10.1987.
3. Пат. 20516А Украина. Спосіб одержання гранульованих тугоплавких матеріалів / К. А. Ющенко, О. П. Жудра, О. І. Білий, В. І. Дзыкович. — Оpubл. 15.07.1997.
4. Самсонов Г. В., Упадхай Т. III, Неупор В. С. Физическое материаловедение карбидов. — Киев: Наук. думка, 1974. — 440 с.
5. ftp://ftp.bam.de/Powder_Cell/pew23.exe.
6. Математическое моделирование процесса получения сферических гранул плавящихся карбидов вольфрама / В. И. Махненко, Е. А. Великошаненко, А. П. Жудра и др. // Автомат. сварка. — 2004. — № 2. — С. 3–10.

The effect of the centrifugal spraying process on structure, microhardness and stoichiometric composition of spherical tungsten carbide granules was investigated. Comparative analysis of spraying raw materials (ingots) and spherical particles was conducted. It was proved that only remelting of the spraying material can provide the granulated WC-W₂C particles with the highest microhardness and wear resistance.

Поступила в редакцию 23.12.2008

НОВАЯ ПОРОШКОВАЯ ПРОВОЛОКА, ОБЕСПЕЧИВАЮЩАЯ ЭФФЕКТ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Л. С. МАЛИНОВ, д-р техн. наук, В. Л. МАЛИНОВ, канд. техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь),
Л. Н. ОРЛОВ, канд. техн. наук, А. А. ГОЛЯКЕВИЧ, инж. (ООО «ТМ ВЕЛТЕК», г. Киев)

Приведены сведения о новой порошковой проволоке, не содержащей дорогих легирующих элементов. Применение проволоки обеспечивает получение в наплавленном металле структуры метастабильного аустенита и реализации деформационного мартенситного превращения в процессе эксплуатации. В результате достигается существенное повышение долговечности наплавленных деталей. Новая проволока может найти широкое применение при изготовлении быстроизнашивающихся изделий различного назначения.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковая проволока, наплавленный металл, метастабильный аустенит, деформационное мартенситное превращение, самозакалка при нагружении

В настоящее время проблема ресурсосбережения приобретает все большую актуальность. Одним из направлений ее решения является повышение долговечности деталей, восстанавливаемых автоматической электродуговой наплавкой, в частности, тяжело нагруженных колес кранов металлургических цехов. Значительное повышение ресурса восстанавливаемых деталей достигается с помощью наплавочных материалов. Благодаря им обеспечивается получение в наплавленном металле структуры сильноупрочняющегося метастабильного аустенита, который превращается в мартенсит под влиянием деформации при нагружении в процессе эксплуатации, что классифицируется как эффект самозакалки при нагружении [1]. Первые наплавочные материалы, обеспечивающие получение в наплавленном металле метастабильного аустенита, разработаны М. И. Разиковым с коллективом сотрудников в начале 1960-х годов [2] на основе кавитационностойкой стали 30X10Г10, созданной И. Н. Богачевым и Р. И. Минцем [3]. Эти наплавочные материалы применяли главным образом для повышения долговечности деталей гидроагрегатов, а позднее для наплавки различных быстроизнашивающихся деталей, работающих в условиях сухого трения, в частности, крановых колес. Особенностью наплавки такими материалами является то, что при несоблюдении ряда условий может произойти охрупчивание наплавленного слоя из-за образования аустенитно-мартенситной структуры, которая характеризуется высокой твердостью. С целью ис-

ключения этого наплавку следует выполнять при относительно малых значениях тока, напряжения на дуге, но с повышенной скоростью, образованием узких валиков, их прерывистостью, что значительно усложняет технологию. Кроме того, наплавленный металл плохо обрабатывается резанием [4] вследствие интенсивного образования мартенсита под воздействием инструмента (мартенсит деформации). В условиях трения при высоком давлении износостойкость высоколегированного наплавленного металла системы Fe-Cr-Mn в значительной степени определяется способностью к упрочнению самого аустенита, которая зависит от содержания в нем углерода и интенсивности образования мартенсита деформации [5]. Важно отметить, что за счет выбора рационального состава наплавочного материала и режима термообработки после наплавки, можно оптимизировать развитие мартенситного превращения при нагружении, поскольку в этом случае удастся достичь наиболее высокого уровня износостойкости наплавленных деталей.

Разработана новая порошковая проволока ВЕЛТЕК-Н285С (Fe-Cr-Mn), которая в значительной степени лишена указанных недостатков. Соотношение углерода, хрома и марганца выбрано таким, что непосредственно после наплавки достигается повышенная стабильность аустенита наплавленного металла по отношению к $\gamma \rightarrow \alpha''$ -превращению по сравнению с известными наплавочными материалами данного типа. По этой причине существенно упрощается технология наплавки и улучшается обрабатываемость резанием, что способствует более широкому применению разработанной порошковой проволоки. Необходимая интенсивность протекания деформа-

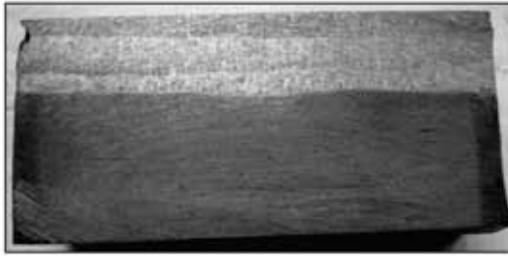


Рис. 1. Макроструктура (X16) наплавленного металла, полученного при использовании новой порошковой проволоки

ционного мартенситного превращения при эксплуатации достигается в результате термообработки, которая осуществляется после наплавки для снятия внутренних напряжений.

Оптимальный режим наплавки проволокой диаметром 3,6 мм следующий: $I = 350 \dots 400$ А; $U_d = 35 \dots 40$ В; $v_{\text{н}} = 40 \dots 45$ м/ч. Использовали флюсы АН-26 и РЕКОРД SK EN-760. При этом обеспечивается хорошее формирование слоев наплавленного металла и соединение их между собой, а также с основным металлом. Непровары, шлаковые включения и трещины отсутствуют (рис. 1). Отделимость шлаковой корки хорошая. При наплавке разработанной порошковой проволокой слой наплавленного металла имеют аустенитную структуру с дисперсными карбидами, которые располагаются внутри зерен (рис. 2). Микротрещины в наплавленном металле не образуются. Вблизи линии сплавления с основным металлом (сталь 65Г) обнаружена структура аустенита с тро-

оститной сеткой. Основной металл вблизи линии сплавления имеет трооститную структуру.

Измерения твердости по сечению показали, что вблизи поверхности наплавленного металла она составляет $HB\ 217 \dots 220$, в средней части — $HB\ 230 \dots 240$, а у переходной зоны увеличивается до $HB\ 280 \dots 300$, что является следствием перераспределения углерода, хрома и марганца в зоне сплавления с основным металлом.

Как следует из результатов испытаний, износостойкость металла, наплавленного разработанной порошковой проволокой, при трении скольжения по схеме колодка–ролик и абразивном воздействии практически не отличается от таковой при наплавке проволокой Нп-30Х10Г10Т (ГОСТ 10543–98) и значительно превышает ее при использовании проволок ПП-Нп-18Х1Г1М (ГОСТ 26101–84), Св-12Х13 и Св-06Х18Н9Т (ГОСТ 224–70) (таблица). Применение разработанной порошковой проволоки системы Fe–Cr–Mn обеспечивает получение структуры метастабильного, значительно упрочняющегося при наклепе аустенита. Степень его упрочнения такая же, как и при использовании проволоки Нп-30Х10Г10Т, но максимальная твердость достигается за время в 1,5...2,0 раза большее, что обусловлено меньшей интенсивностью деформационного мартенситного превращения при применении новой проволоки. Следствием этого является более длительное протекание процесса релаксации напряжений наряду с упрочнением, что затрудняет образование

Относительная износостойкость металла, наплавленного проволоками, применяемыми в промышленности, и разработанной порошковой проволокой

Наплавочный материал	Режим термообработки	Относительная абразивная износостойкость	Относительная износостойкость в условиях трения скольжения
ПП-Нп-18Х1Г1М	Наплавка + отжиг при 550 °С (1 ч)	1,0	1,0
Св-12Х13	То же	1,2	1,3
Св-06Х18Н9Т	»	0,6	0,7
Разработанная порошковая проволока	Наплавка + отжиг при 600 °С (1 ч)	2,3	3,2

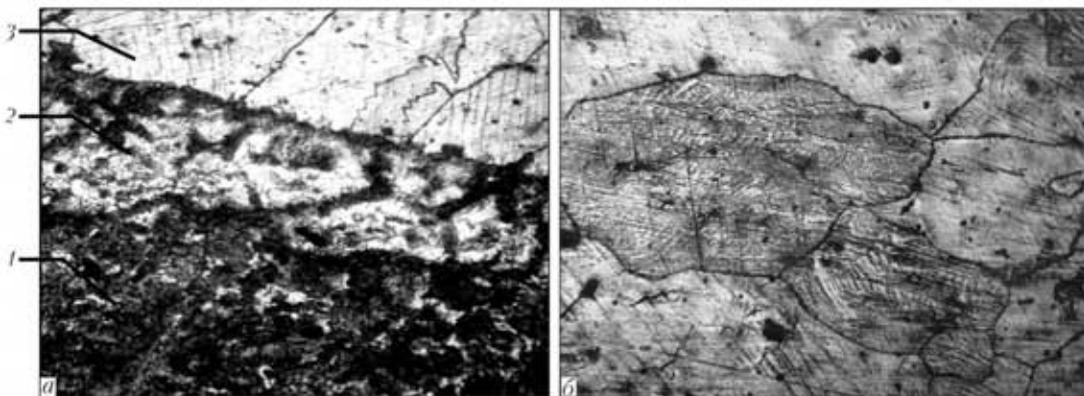


Рис. 2. Микроструктуры (X550) металла, наплавленного разработанной порошковой проволокой: а — основной металл и переходной слой (1 — основной металл — троостит; 2 — переходной слой — аустенит с трооститной сеткой; 3 — наплавленный аустенитный слой); б — аустенитная структура поверхностного слоя



Рис. 3. Внешний вид наплавленного и обработанного колеса

и развитие трещин [6]. После отжига при температуре 600 °С, применяемого после наплавки для снятия внутренних напряжений, в аустените обнаруживается множество дисперсных карбидов, которые также способствуют повышению износостойкости. Согласно данным рентгеновского анализа, содержание мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности после отжига наплавленного металла в 1,5...2,0 раза больше, чем без него (30...35 мас. %), что свидетельствует о его частичной дестабилизации.

Длительные промышленные испытания крановых колес, наплавленных разработанной порошковой проволокой, обеспечивающей эффект самозакалки при эксплуатации, подтвердили результаты лабораторных исследований и показали увеличение долговечности этих деталей более чем в 3 раза по сравнению с колесами, восстановленными применяемой в промышленности проволокой ПП-Нп-18Х1Г1М. Достигнутый результат был аналогичен полученному при использовании проволоки Нп-30Х10Г10Т, однако новый материал обеспечивает также несомненные технологические преимущества при наплавке. Измерение твердости рабочей поверхности колес, наплавленных новой порошковой проволокой, показало, что в процессе эксплуатации она возросла с *HV* 217...220 до 450...470. Это свидетельствует о реализации эффекта самозакалки в наплавленном металле в процессе работы колес, и обеспечивающей им повышение долговечности. При увеличении износостойкости крановых колес не происходит повышенного износа рельсов.

Проведение механической обработки восстановленных новой порошковой проволокой крановых колес с использованием инструмента, оснащенного твердыми сплавами, технических трудностей не вызывает. На рис. 3 представлен внешний вид наплавленного и обработанного колеса. Следует заметить, что наплавленный новой

проволокой металл обрабатывается труднее, чем при использовании проволоки ПП-Нп-18Х1Г1М. По степени обрабатываемости он близок к металлу, наплавленному проволокой Св-06Х18Н9Т.

Таким образом, разработанная порошковая проволока, обеспечивающая получение в наплавленном металле структуры метастабильного аустенита, упрочненного дисперсными карбидами, отличается хорошей технологичностью при наплавке. Использование новой порошковой проволоки благодаря эффекту самозакалки при эксплуатации позволяет существенно повысить долговечность восстанавливаемых деталей.

Разработанный наплавочный материал может иметь широкий спектр применения. Его можно использовать не только для восстановления крановых колес, но и колес железнодорожного подвижного состава предприятий, вагонеток, применяемых в карьерах, различного рода роликов, цапф сталеразливочных ковшей, быстроизнашивающихся изделий, работающих в слабоагрессивных средах, например, плунжеров гидропрессов, клапанов запорной арматуры и многих других изделий, восстанавливаемых в настоящее время низкоуглеродистыми наплавочными материалами различной степени легирования. Экономическая эффективность в данном случае определяется затратами (материальными, энергетическими, трудовыми, простоями оборудования), которые значительно превышают стоимость применяемой проволоки.

1. *Богачев И. Н., Миц Р. И.* Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов. — М.; Свердловск: Машгиз, 1959. — 111 с.
2. *Разиков М. И., Ильин В. П.* Сварка и наплавка кавитационной стали марки 30Х10Г10. — М.: НИИМАШ, 1964. — 35 с.
3. *Богачев И. Н., Миц Р. И.* Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин. — М.: Машиностроение, 1964. — 142 с.
4. *Опыт совместных работ ОАО «Запорожсталь» и ОП «Реммаш» в разработке и внедрении новых наплавочных материалов / В. В. Тарасенко, Г. В. Хоменко, В. И. Титаренко, А. В. Титаренко // Сб. работ 2-й науч.-практ. конф. «Модернизация и переоснащение предприятий. Эффективные технологии ремонта и восстановления деталей» (в рамках Международного промышленного форума «УкрИндустрия-2006»), г. Днепропетровск, 11 окт. 2006 г. — Днепропетровск, 2006. — С. 39–43.*
5. *Малинов Л. С., Малинов В. Л.* Марганецсодержащие наплавочные материалы // Автомат. сварка. — 2001. — № 8. — С. 34–37.
6. *Малинов Л. С., Малинов В. Л.* Экономилегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии. — Харьков: ИНЦ ХФТИ, 2007. — 352 с.

The paper gives information on a new flux-cored wire, not containing expensive alloying elements in its composition. Wire application ensures production of a metastable austenite structure in the deposited metal and realization of deformation martensite transformation during operation. This results in an essential increase of the surfaced part fatigue life. New wire can become widely accepted in manufacture of quick-worn parts for the most diverse applications.

Поступила в редакцию 13.01.2009

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ КАРБИДОВ В ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОКАХ НА СВОЙСТВА ТЕПЛОУСТОЙЧИВОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

И. А. РЯБЦЕВ, И. А. КОНДРАТЬЕВ, кандидаты техн. наук

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

Н. Ф. ГАДЗЫРА, д-р техн. наук, **Н. К. ДАВИДЧУК**, канд. техн. наук

(Ин-т проблем материаловедения им. И. М. Францевича НАН Украины),

И. Л. БОГАЙЧУК, инж., **Г. Н. ГОРДАНЬ**, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние шихтовых материалов порошковых проволок, содержащих ультрадисперсные карбиды, на свойства наплавленного металла, соответствующего по составу инструментальным сталям. Установлено, что применение таких шихтовых материалов приводит к измельчению структуры наплавленного металла и более равномерному распределению в нем легирующих элементов. При этом термостойкость и износостойкость наплавленного металла повышаются.

Ключевые слова: наплавка, порошковые проволоки, микроструктура, ультрадисперсные карбиды и композиции, свойства наплавленного металла

Широко известен факт взаимосвязи между структурой и свойствами наплавленного металла [1–3 и др.]. Однако при изучении закономерностей формирования структуры наплавленного металла основное внимание, как правило, уделялось его химическому составу и термическому циклу наплавки. При этом недостаточно исследовалась проблема связи между исходной структурой присадочных или электродных материалов и структурой наплавленного металла. Между тем, в системе наплавочный материал–сварочная ванна–наплавленный металл может проявляться «структурная наследственность» [4, 5], когда наплавленный металл как бы наследует структуру исходных наплавочных материалов по размеру зерна, составу, размерам и распределению упрочняющих (карбидов, карбонитридов, боридов и др.), а также неметаллических включений, которые загрязняют наплавленный металл, что отрицательно сказывается на его эксплуатационных свойствах.

Целью настоящей работы было исследование влияния ультрадисперсных карбидных композиций, вводимых в шихту порошковых проволок, на свойства наплавленного металла. Ультрадисперсные карбидные композиции получали путем высокотемпературной обработки в среде углекислого газа порошков высокоуглеродистого феррохрома ФХ800, феррованадия ФВд50 и вольфрама. При этом в каждый из порошков добавляли природный коллоидный графит.

Растровую электронную микроскопию карбидных композиций выполняли на микроскопе «Superprobe 733», а просвечивающую электронную микроскопию — на приборе ПЭМУ-125. Образцы для исследований подготавливали с использованием стандартных методик препарирования.

На рис. 1 показан внешний вид ультрадисперсных карбидных частиц, синтезированных из порошка феррохрома ФХ800 и природного коллоидного графита в среде углекислого газа после размолва в планетарной мельнице. Из рисунка видно, что основная доля частиц карбидов имеет размеры менее одного микрометра. Есть также частицы и меньшего размера. Наличие крупных частиц не выявлено, что свидетельствует о высокой однородности полученного материала.

Как следует из данных рентгенофазового анализа, структура сплавленного материала характеризуется эвтектическим состоянием карбидных

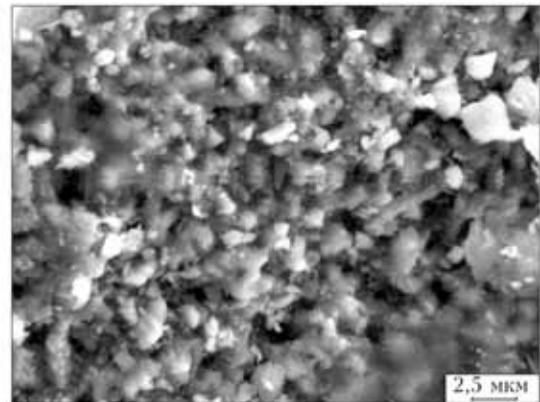


Рис. 1. Внешний вид ультрадисперсных карбидных частиц, синтезированных из порошка феррохрома ФХ800 и природного коллоидного графита после размолва

Таблица 1. Содержание углерода в шихтовых материалах

Шихтовый материал	C, мас. %	
	по стандарту	после обработки
Феррохром ФХ800	7,80	11,0
Феррованадий ФВд50	0,46	4,70
Порошок вольфрама	≤ 0,01	4,10

композиций Fe_7C_3 и Cr_7C_3 . Проявление характерного полосчатого контраста позволяет оценивать размеры карбидной эвтектики. Размеры карбидных композиций составляют 50...120 нм (рис. 2).

Ультрадисперсные карбидные композиции предполагалось использовать в шихте порошковых проволок ПП-Нп-35В9Х3ГСФ и ПП-Нп-30Х4В2М2ФС, которые применяются при наплавке инструментов для горячей обработки металлов давлением [6] и обеспечивают получение наплавленного металла типа теплостойких штамповых сталей. Как следует из работы [7], структурная неоднородность наплавленного металла этого типа оказывает значительное влияние на работоспособность инструментов и оснастки для горячей обработки металлов давлением, восстановленных дуговой наплавкой.

После обработки в среде углекислого газа в порошках резко повысилось содержание углерода (табл. 1).

Порошковая проволока ПП-Нп-35В9Х3ГСФ изготовлена в двух вариантах: Оп-1 и Оп-2 — соответственно шихта с использованием необработанного (стандартная) и обработанного порошка вольфрама. Порошковая проволока ПП-Нп-30Х4В2М2ФС также изготовлена в двух вариантах: Оп-3 и Оп-4 — соответственно стандартная шихта и с использованием обработанных порошков феррохрома и феррованадия. Расчетный состав шихты порошковых проволок корректировали таким образом, чтобы получить наплавленный металл одинакового химического состава.

Для определения химического состава наплавленного металла и его твердости опытными порошковыми проволоками выполнена наплавка образцов (табл. 2). Установлено, что химический состав и твердость металла, наплавленного порошковыми проволоками всех типов, отвечают

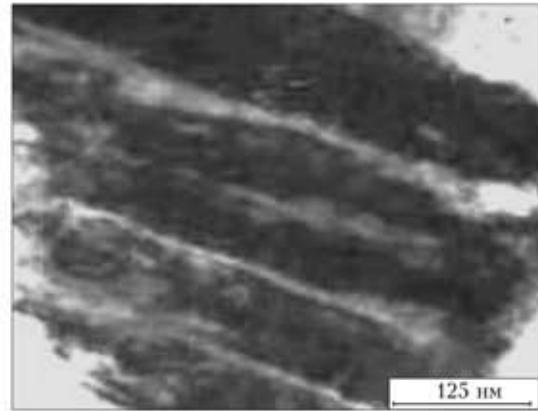


Рис. 2. Микроструктура сплавленных синтезированных ультрадисперсных карбидных порошков на основе феррохрома

требованиям технических условий. Усвоение отдельных легирующих элементов было практически одинаковым не зависимо от компонентов шихты — стандартных или содержащих ультрадисперсные карбиды.

Для проведения металлографических исследований из наплавленных пластин вырезали образцы. Структура металла, наплавленного стандартной порошковой проволокой (Оп-1), включает реэчный мартенсит (рейки вытянуты в одном направлении) с микротвердостью $HV 0,5$ 5930 МПа и небольшого количества остаточного аустенита с микротвердостью $HV 0,5$ 5090...5490 МПа (рис. 3, а, б). Обнаружены также включения карбидов.

Структура металла, наплавленного опытной порошковой проволокой Оп-2, имеет несколько иной состав: наряду с реэчным в нее входит пластинчатый мартенсит (рис. 3, в, г), причем пластинки его имеют линзообразную форму, его микротвердость составляет $HV 0,5$ 5930 МПа. Содержание остаточного аустенита несколько больше, чем в металле, наплавленном стандартной проволокой, его твердость — $HV 0,5$ 4410...5490 МПа. Следует отметить, что введение в шихту опытной порошковой проволоки компонентов, содержащих ультрадисперсные карбиды, приводит к измельчению структуры наплавленного металла, что особенно заметно при большом увеличении (рис. 3, б, г).

Микроструктура металла, наплавленного порошковой проволокой Оп-3, представлена на рис. 3, д, е. Матрица состоит преимущественно из реэчного мартенсита, имеющего микротвер-

Таблица 2. Химический состав (мас. %) и твердость наплавленного металла

Марка порошковой проволоки	Условное обозначение	C	Mn	Si	Cr	W	Mo	V	Твердость HRC
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	Оп-1	0,39	0,60	1,00	2,97	8,05	—	0,70	51
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	Оп-2	0,34	0,60	1,00	3,00	9,30	—	0,76	54
ПП-Нп-30Х4В2М2ФС	Оп-3	0,37	0,72	1,17	3,97	2,52	1,88	0,44	55
ПП-Нп-30Х4В2М2ФС	Оп-4	0,35	0,70	1,17	3,80	2,33	1,97	0,45	53

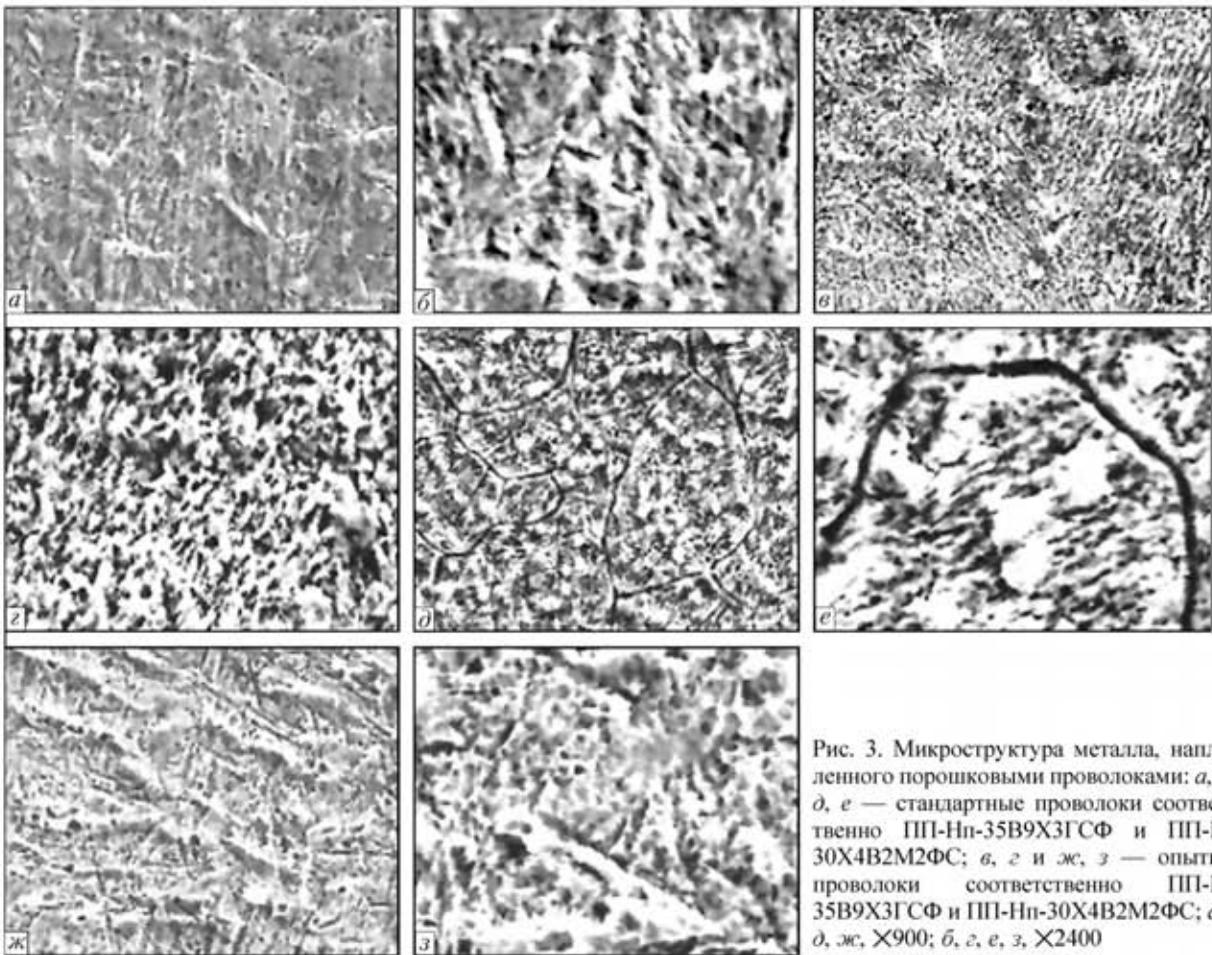


Рис. 3. Микроструктура металла, наплавленного порошковыми проволоками: а, б и д, е — стандартные проволоки соответственно ПП-Нп-35В9Х3ГСФ и ПП-Нп-30Х4В2М2ФС; в, г и ж, з — опытные проволоки соответственно ПП-Нп-35В9Х3ГСФ и ПП-Нп-30Х4В2М2ФС; а, в, д, ж, з, X900; б, г, е, з, X2400

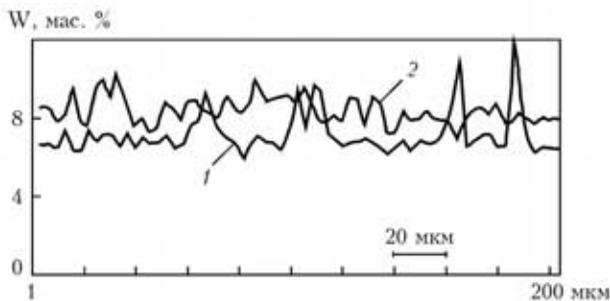


Рис. 4. Распределение вольфрама в металле, наплавленном стандартной Оп-1 (1) и опытной Оп-2 (2) проволоками

дость $HV_{0,5}$ 5490...6440 МПа. По границам гомогенизации сохраняется остаточный аустенит ($HV_{0,5}$ 5020...5090 МПа).

Микроструктура металла, наплавленного опытной порошковой проволокой Оп-4, показана на рис. 3, ж, з. По сравнению с микроструктурой стандартного наплавленного металла ПП-Нп-30Х4В2М2ФС, первая более дисперсна, в ней меньше участков реечного мартенсита, но преобладает пластинчатый мартенсит. Микротвердость мартенситной матрицы составляет $HV_{0,5}$ 5490 МПа. Содержание остаточного аустенита меньше, чем при наплавке стандартной проволокой, его микротвердость — $HV_{0,5}$ 4120...4660 МПа.

Таким образом, исследования показали заметные различия в структуре металла, наплавленного порошковыми проволоками со стандартной и опытной шихтой. В последнем случае изменялось строение мартенситной матрицы, а сама структура наплавленного металла измельчалась.

Однородность распределения основных легирующих элементов в наплавленном металле оценивали на микрорентгеноспектральном анализаторе «Сатебах SX50». Исследования проводили в автоматическом режиме на глубине примерно 100 мкм от поверхности наплавленного металла. Распределение легирующих элементов в металле, наплавленном порошковыми проволоками с использованием опытных шихтовых материалов, было более равномерным, чем в случае применения порошковых проволок со стандартной шихтой. Особенно это заметно на примере такого легирующего элемента, как вольфрам (рис. 4).

Испытания на термостойкость наплавленного металла проводили на установке и по методике [8], предусматривающей нагрев наплавленной поверхности образца размером 40×40×30 мм газовой горелкой до 800 °С (пятно нагрева диаметром 15 мм) с последующим охлаждением струей воды до 60 °С. Циклы нагрев–охлаждение повторяли до появления сетки трещин разгара. Результаты

Таблица 3. Термостойкость наплавленного металла

Марка порошковой проволоки	Условное обозначение	Количество циклов нагрев-охлаждение	
		до появления сетки трещин разгара	до развития сетки трещин разгара
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	Оп-1	60	80
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	Оп-2	70	100
ПП-Нп-30Х4В2М2ФС	Оп-3	40	60
ПП-Нп-30Х4В2М2ФС	Оп-4	60	80

Таблица 4. Износ наплавленных образцов при трении металла по металлу при повышенной температуре

Марка порошковой проволоки	Условное обозначение	Износостойкость, $J \cdot 10^{-4}$, кг/км	
		наплавленного образца	контртела
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	Оп-1	2,9705	37,7625
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ	Оп-2	2,4589	28,1803
ПП-Нп-30Х4В2М2ФС	Оп-3	2,7429	33,8164
ПП-Нп-30Х4В2М2ФС	Оп-4	1,4529	17,6991

испытаний приведены в табл. 3. Они свидетельствуют о том, что использование в шихте порошковых проволок ультрадисперсных карбидных композиций повышает термическую стойкость наплавленного металла — увеличивается количество циклов нагрев-охлаждение до появления и развития сетки трещин разгара.

Испытания на изнашивание при трении скольжения металла по металлу при повышенной температуре проводили на другом испытательном блоке той же установки [8]. В процессе испытаний наплавленный образец размером 10×17×40 мм прижимали к вращающемуся со скоростью 30 об/мин кольцу-контртелу с усилием 175 Н. Контртело диаметром 120 мм, изготовленное из закаленной стали 45, в процессе испытаний нагревали газовой горелкой. Температура в зоне контакта образца и контртела равна 600 °С, продолжительность испытаний составляла 1 ч. Во время испытаний образец совершал возвратно-поступа-

тельные движения в вертикальной плоскости с амплитудой колебаний 20 мм и частотой 62 мин⁻¹. Результаты испытаний (средние по трем образцам) приведены в табл. 4.

Испытания показали, что износ металла, наплавленного порошковыми проволоками с опытной шихтой, меньше, чем в случае использования проволок со стандартной шихтой. Меньше был и износ контртел, которые испытывали в паре с образцами, наплавленными порошковыми проволоками с опытной шихтой.

Выводы

1. Применение шихтовых материалов, содержащих ультрадисперсные карбиды, способствует измельчению структуры наплавленного металла и более равномерному распределению в ней легирующих элементов.

2. Металл, наплавленный порошковыми проволоками, шихта которых содержит ультрадисперсные карбиды, имеет более высокую термическую и износостойкость при трении скольжения металла по металлу.

1. Фрумкин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Metallurgizdat, 1961. — 422 с.
2. Лившиц Л. С., Гринберг Н. А., Куркумелли Э. Г. Основы легирования наплавленного металла. — М.: Машиностроение, 1969. — 185 с.
3. Износостойкость и структура твердых наплавов / М. М. Хрушев, М. А. Бабичев, Е. С. Беркович и др. — М.: Машиностроение, 1971. — 94 с.
4. Рябцев И. А. Структурная наследственность в системе исходные материалы-металлический расплав-твердый металл // Автомат. сварка. — 2006. — № 11. — С. 11–16.
5. Влияние исходной структуры и гранулометрического состава порошка на структуру металла 10P6M5, наплавленного плазменным способом / И. А. Рябцев, Е. Ф. Переплетчиков, И. В. Миц, И. А. Бартенев // Там же. — 2007. — № 10. — С. 23–28.
6. Рябцев И. А., Кондратьев И. А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Екотехнологія, 1999. — 62 с.
7. Кондратьев И. А., Васильев В. Г., Дзыкович И. Я. Исследование структурной неоднородности наплавленного металла типа 35В9Х3СФ и ее влияние на работоспособность наплавленных прокатных валков // Автомат. сварка. — 1996. — № 6. — С. 17–20.
8. Рябцев И. И., Черняк Я. П., Осин В. В. Блочная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. — 2004. — № 1. — С. 11–12.

The influence of charge materials of flux-cored wires containing ultradispersed carbides, on the properties of the deposited metal corresponding to tool steels in its composition, was studied. It is established that application of such charge materials results in refinement of the deposited metal structure and more uniform distribution of alloying elements, while the heat- and wear-resistance of the deposited metal is improved.

Поступила в редакцию 16.12.2008

ОБОРУДОВАНИЕ И МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ ЛИСТОВЫХ ФУТЕРОВОЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

А. П. ЖУДРА, канд. техн. наук, **А. П. ВОРОНЧУК**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
С. И. ВЕЛИКИЙ, инж. (ОКТБ Ин-та электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены сведения о разработанной, изготовленной и внедренной установке АД 380.03М, предназначенной для наплавки листов из низкоуглеродистой стали толщиной от 5 до 30 мм габаритами 1500×3000 мм. Толщина наплавленного слоя составляет 3...17 мм. Описаны характеристики оборудования, краткая суть технологического процесса, применяемые при наплавке материалы и области применения упрочненных листов.

Ключевые слова: лист, установка, система управления, наплавка, порошковая лента, технология, применение

К рабочим поверхностям деталей машин, работающим в условиях интенсивного абразивного изнашивания, предъявляются высокие требования по износостойкости. Известный способ повышения долговечности деталей путем увеличения их толщины приводит к утяжелению конструкций, снижению их грузоподъемности, пропускной способности и т. д. Кроме того, частые замены таких узлов приводят к снижению производительности технологического оборудования. Поэтому все более широкое распространение приобретают процессы упрочнения быстроизнашивающихся поверхностей деталей наплавкой.

Для плоских деталей (бункера, течки, стенки ковшей, кузова самосвалов, сита, лотки загрузочных устройств доменных печей и др.), работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания, экономически и технически более целесообразной является защита быстроизнашивающихся поверхностей путем их футеровки износостойкими листами.

Разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона технология наплавки листов основывается на применении в качестве электродного материала самозащитных порошковых лент сечением 16,5×4,0 и 10,0×3,0 мм, которые позволяют проводить наплавку без глубокого проплавления основного металла и исключают трудоемкий процесс удаления шлаковой корки [1].

Процесс наплавки листов порошковыми лентами основан на непрерывном возвратно-поступательном перемещении электрода и толчковом перемещении на шаг наплавливаемой детали.

Наплавленный слой износостойкого металла имеет трещины, которые не переходят в основной металл и оказывают незначительное влияние на эксплуатационные характеристики. Разработанная технология обеспечивает высокую произво-

дительность — до 25 кг наплавленного металла в час.

Наплавленный лист после полного остывания имеет незначительную деформацию — максимальная стрела прогиба на длине 2500 мм не превышает 30...40 мм.

Впервые данная технология внедрена на Новолипецком металлургическом комбинате. При этом использовали установку УД-249, спроектированную ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона [2], которая позволяла получать наплавленные листы размером 2100×1100 мм.

В последние годы в Украине и других странах СНГ идет интенсивная замена традиционных засыпных аппаратов доменных печей на бесконусные загрузочные устройства. Основным элементом таких агрегатов, наиболее подверженных износу, являются лотки. Их интенсивное изнашивание обусловлено тем, что через них проходит очень большое количество шихтовых материалов. Как правило, срок службы таких устройств не превышает одного года.

Для изготовления футеровочных элементов лотков нами предложено использовать износостойкие наплавленные листы. Путем их резки и гибки можно получать готовые износостойкие элементы для лотков загрузочных устройств и других быстроизнашиваемых элементов этих агрегатов.

Для реализации данных предложений на существующем оборудовании были наплавлены листы типоразмера 15 + 10 мм. Наплавку выполняли порошковой лентой ПЛАН-Т-179 сечением 16,5×4,0 мм. Затем в условиях металлургического предприятия, основываясь на наших технологических рекомендациях, провели гибку этих листов на диаметр 900 мм. Таким образом получены готовые износостойкие детали лотка загрузочного устройства доменной печи.

Интерес, проявленный к данной технологии рядом металлургических предприятий, стал ос-

новым стимулом к разработке нового поколения оборудования для наплавки износостойких биметаллических листов.

В процессе проектирования установки АД 380.03М (рис. 1) учтены как опыт работы существующего оборудования, так и многочисленные пожелания заказчика. Так, увеличены размеры наплавляемой заготовки, добавлены функции наплавки и сварки под флюсом и в среде защитных газов, а также с колебательными движениями электрода. Самым важным явилась разработка новой современной системы управления установкой.

Таким образом, разработана и изготовлена специализированная установка для упрочнения методом электродуговой наплавки открытой дугой стальных листов толщиной от 5 до 30 мм, длиной 3 м и шириной 1,5 м. Она состоит из тележки с двумя наплавочными головками, перемещающейся по направляющей. Установка оснащена двумя рабочими столами для крепления стальных листов, что обеспечивает непрерывность процесса наплавки. Тележка может перемещаться с рабочей и маршевой скоростью.

Основные технические характеристики установки АД 380.03М (норма) следующие:

номинальный сварочный ток при ПВ = 100%, А ...	1200
размеры электродной ленты, мм	16,5...4,0; 10...3,0

диапазон регулирования скорости подачи	
порошковой ленты, м/ч	4...120
диапазон регулирования скорости подачи	
проволоки, м/ч	20...600
скорость продольного перемещения	
аппарата, м/ч	0,01...106
скорость поперечного перемещения	
аппарата, м/ч	4...106
скорость вертикального перемещения	
аппарата, м/ч	10...100
точность позиционирования рабочего	
органа, мм	±1
габаритные размеры установки, мм,	
не более	11100×3498×3468
масса установки, кг, не более	15000

Управление установкой осуществляется системой управления СУ-320, что обеспечивает высокую точность перемещения рабочих органов и автоматическое регулирование технологических параметров процесса наплавки. Эта система управления (СУ) предназначена для управления технологическим процессом наплавки листов. Она построена на базе комплектующих изделий производства «OMRON» (Япония) и состоит из следующих основных частей:

программируемого контроллера (ПК) типа «СQМ1Н» с программным обеспечением (ПО ПК) для управления процессом наплавки;



Рис. 1. Общий вид установки АД 380.03М

инверторных частотных электроприводов типа Varispeed F7 и Varispeed V7 для двигателей установки АД-380;

панели оператора (терминал) типа NT-11S для ввода технологических параметров;

пускозащитной аппаратуры, измерительных приборов и органов управления.

Электрооборудование СУ размещено в шкафу управления, расположенном рядом с установкой. Органы управления находятся на пульте, расположенном на двери шкафа.

СУ обеспечивает функционирование оборудования в трех режимах: наладка–лента–проволока (выбор режима с помощью переключателя на пульте). Режим «Наладка» предназначен для проверки работы всех механизмов установки и выполнения установочных перемещений перед наплавкой. Режимы «Лента» и «Проволока» предназначены для автоматического управления технологическим процессом сварки и наплавки по заданной программе. В зависимости от применяемого материала для наплавки (лента или проволока) СУ обрабатывает заданные технологические режимы. Во всех режимах работы обеспечивается индикация параметров на цифровых приборах и панели оператора, а также возможность для оператора регулировки параметров в процессе наплавки или сварки.

Для контроля работы оборудования на панель оператора выводятся технологические и аварийные сообщения типа: «нет тока, стоп процесса», «отказ привода подачи», «параметр не в пределах» и др.

Установка комплектуется двумя источниками питания с жесткой внешней характеристикой типа ВДУ-1250.

В качестве электродного материала могут использоваться самозащитные порошковые ленты различных составов, обеспечивающие высокую твердость наплавленного металла и высокую из-

Таблица 1. Толщины наплавленных листов, мм

Толщина листа	Толщина основного металла	Толщина наплавленного слоя
5 + 3	5	3
6 + 4	6	4
8 + 5	8	5
8 + 8	8	8
8 + 10	8	10
10 + 5	10	5
10 + 8	10	8
10 + 10	10	10
12 + 5	12	5
12 + 10	12	10
12 + 12	12	12
12 + 17	12	17
15 + 5	15	5
15 + 10	15	10
20 + 12	20	12

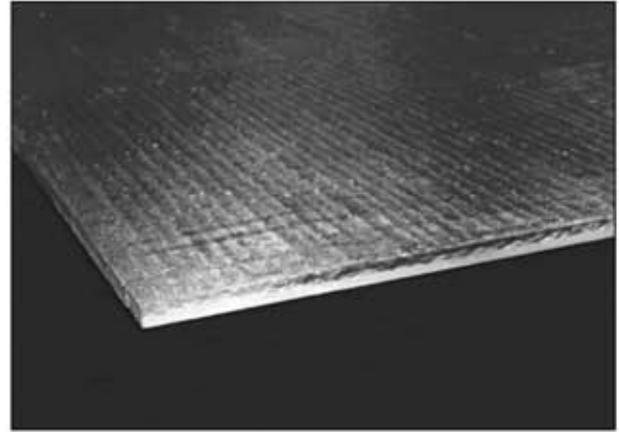


Рис. 2. Внешний вид наплавленного листа

Таблица 2. Химический состав наплавленного металла, выполненного порошковыми лентами, и его твердость

Марка порошковой ленты	Химический состав наплавленного металла, мас. %							Твердость HRC
	C	Cr	Mn	Nb	Mo	V	W	
ПЛАН-Т-180	4,5	30,0	—	—	1,0	—	—	58...62
ПЛАН-Т-181	4,5	30,0	3,0	—	—	—	—	58...60
ПЛАН-Т-179	5,0	22,0	—	7,0	6,0	1,0	2,0	58...62

носостойкость при нормальных и повышенных температурах.

Для наплавки листов толщиной 5...7 мм применяется порошковая лента сечением 10,0×3,0 мм, 8...20 мм — сечением 16,5×4,0 мм. Наплавку можно проводить в один, два и три прохода.

Получаемые биметаллические листы путем раскроя, резки и гибки можно легко трансформировать в широкую гамму деталей для упрочнения различных узлов и агрегатов, продлевая их работоспособность в несколько раз.

Данная установка была изготовлена на Опытном заводе сварочного оборудования ИЭС им. Е. О. Патона и отправлена заказчику (ремонтно-механический комплекс Магнитогорского металлургического комбината, РФ). Установка введена в эксплуатацию в феврале 2009 г.

Разработанная технология наплавки и оборудование позволяют получать листы большой гаммы типоразмеров (табл. 1). Следует отметить, что размеры, указанные в этой таблице, приведены без учета глубины проплавления основного металла. Глубина проплавления при наплавке листов толщиной 5...8 мм составляет 1,5...2,0 мм, свыше 8 мм — 2...3 мм.

Для наплавки листов применяют порошковые ленты, обеспечивающие химический состав наплавленного металла и его твердость, в соответствии с данными табл. 2.

По требованию потребителей могут использоваться и другие материалы.

Внешний вид наплавленного листа представлен на рис. 2.

Разработанные технология, оборудование и материалы позволяют получать широкую гамму износостойких футеровочных элементов, которые могут с успехом применяться при изготовлении и ремонте оборудования в различных отраслях промышленности. Такие изделия конкурентоспособны и на мировом рынке, подтверждением чему могут служить поставки такой продукции в США, Германию, Грецию, Россию, Польшу и другие страны.

1. Наплавка быстроизнашивающихся деталей самозащитными порошковыми лентами / Б. В. Данильченко, В. П. Шимановский, А. П. Ворончук, И. П. Копылец // Автомат. сварка. — 1989. — № 5. — С. 38–41.
2. Тертило В. Н., Шимановский В. П. Технология наплавки порошковыми лентами листов малой толщины // II конф. молодых ученых и специалистов. — Киев, 1988. — С. 48–49.

The data are presented on the developed, made and applied unit AD 380.03M, which is intended for hard-facing of low-carbon steel plates with thickness of 5 to 30 mm and dimensions of 1500x3000 mm. Thickness of the deposited layer can be varied from 3 to 17 mm. Characteristics of the unit, main point of the process, hard-facing consumables, and fields of application of strengthened plates are described.

Поступила в редакцию 10.04.2009

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 плавные 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 $1,0 \text{ г/см}^3$ гранулы двигались внутри тора с примерно постоянной скоростью, то при их значительной (свыше $1,3 \text{ г/см}^3$) 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.

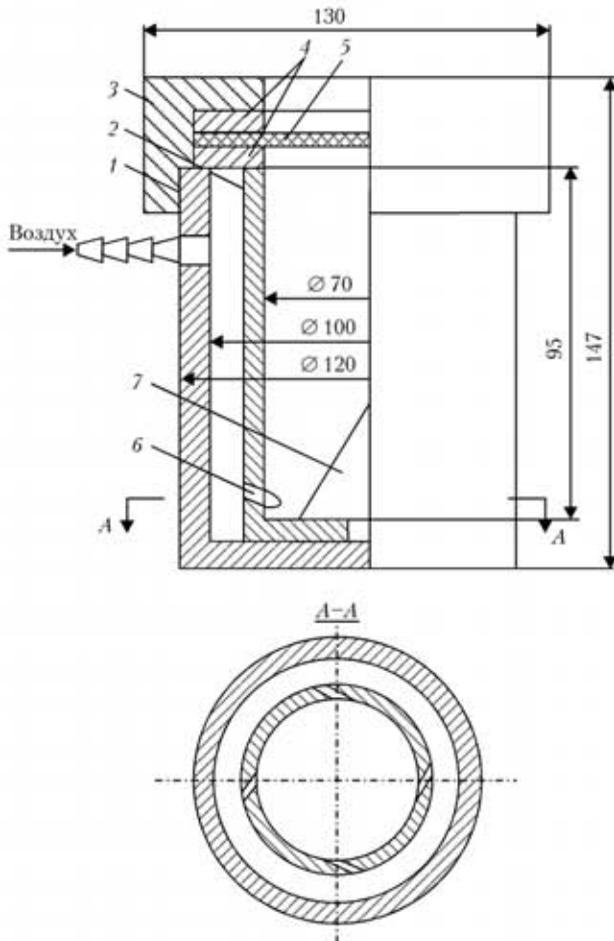


Рис. 1. Схема устройства для оценки стойкости гранул флюса против разрушения (см. обозначения в тексте)

Для проведения испытаний навеска флюса засыпается в стакан 2. В верхней части прибора размещена металлическая сетка 5 с размером ячеек $0,2 \times 0,2$ 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 движутся 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

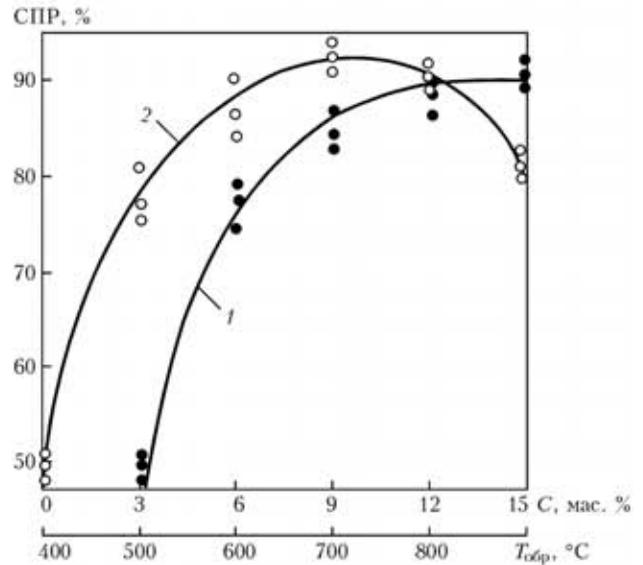


Рис. 2. Влияние содержания C сухого остатка жидкого стекла (1), введенного в состав агломерированного флюса, и температуры термической обработки $T_{обр}$ (2) на стойкость его гранул против разрушения

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

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

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 C 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 °С. 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

НОВОЕ ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ НАПЛАВКИ КОНУСОВ И ЧАШ ЗАСЫПНЫХ АППАРАТОВ

А. П. ЖУДРА, канд. техн. наук, А. П. ВОРОНЧУК, А. А. ФОМАКИН, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
С. И. ВЕЛИКИЙ, инж. (ОКБ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработан новый наплавочный аппарат А-1812 и система управления на базе микропроцессора применительно к установкам типа У-50, У-75 и У-125. Оборудование предназначено для наплавки деталей засыпных аппаратов доменных печей. Приведены технические характеристики нового оборудования и его особенности.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковая лента, засыпной аппарат, установка, наплавочный аппарат, система управления, информационно-регистрающая система

В настоящее время на многих металлургических предприятиях эксплуатируется загрузочное устройство доменной печи классической конструкции — двухконусный засыпной аппарат, который состоит из больших конуса и чаши, воронки и малого конуса. Эти основные детали, предназначенные для распределения шихты по объему доменной печи, являются также клапанными устройствами для поддержания заданного давления под колошником. При интенсификации доменного процесса, обусловленного ростом избыточного давления и температуры, стойкость засыпных аппаратов резко снижается. Замена засыпного аппарата является дорогостоящей операцией, а кроме того, остановка доменной печи на капитальный ремонт 3-го разряда не менее чем на трое суток приводит к значительным потерям, связанным с выплавкой чугуна. Увеличение срока службы засыпных аппаратов достигается благодаря упрочняющей наплавке.

Различные участки конусов и чаш засыпных аппаратов работают в неодинаковых условиях, в связи с чем их можно условно разделить на два основных вида: защитная поверхность (по ней перемещаются шихтовые материалы и она подвержена абразивному износу) и контактная поверхность (служит запорным газовым устройством и подвержена газоабразивному износу). Следует отметить, что для наплавки одного комплекта засыпного аппарата расходуется несколько тонн электродного материала, а поэтому важными факторами являются автоматизация процесса наплавки и его производительность.

Упрочнение конусов и чаш доменных печей начинали с наплавки контактных поверхностей штучными электродами, обеспечивающими полу-

чение металла наплавленного слоя типа «Сор-майт-1». Низкая производительность процесса наплавки и незначительная толщина наплавленного слоя не способствовали увеличению стойкости данных деталей до требуемого уровня. Использование порошковых проволок также не дало ожидаемого результата.

Разработка в ИЭС им. Е. О. Патона нового электродного материала — порошковой ленты — коренным образом изменила ситуацию [1]. Ее применение позволило значительно увеличить производительность процесса наплавки (до 25 кг наплавленного металла за 1 ч) и получить слои наплавленного металла с высокой степенью легирования. Для более полной реализации открывшихся возможностей создали новое наплавочное оборудование и технологию наплавки деталей доменного оборудования [2].

Для широкослойной наплавки одной и двумя лентами конусов и чаш засыпных аппаратов доменных печей разработаны уникальные установки У-50, У-75 и У-125, состоящие из манипуляторов грузоподъемностью 50 или 75 т и передвижной колонны, на которой смонтирован специализированный наплавочный аппарат. Последний обеспечивает поперечные колебания электрода, а с помощью манипулятора изделие перемещается на шаг наплавки. Конструкцией установок предусмотрено выполнение наплавки по кольцу, а также сварки крупногабаритных деталей открытой дугой и под флюсом порошковыми или цельнотянутыми проволоками.

Наплавочные установки (рис. 1) и аппарат А-1640, спроектированные и изготовленные в 1960–1970 гг., к настоящему времени уже имеют моральный и физический износ. С целью их модернизации создан новый наплавочный аппарат А-1812М (см. ниже техническую характеристику, рис. 2) и система управления типа СУ-320 для электродуговой наплавки конусов и чаш засыпных аппаратов доменных печей.

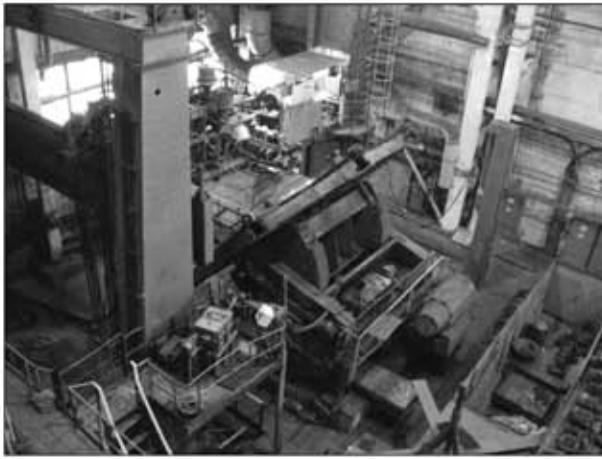


Рис. 1. Внешний вид установки У-125

Техническая характеристика аппарата А-1812М

Сечение порошковой ленты, мм 10×3, 16,5×4, 18×4
Диаметр электродной проволоки, мм 3...5
Напряжение на дуге, В 25...50
Скорость подачи электродов, м/ч 20...100
Скорость возвратно-поступательного перемещения электродов, м/ч 20...70
Ход возвратно-поступательного перемещения электродов, мм, не более 550
Горизонтальное перемещение наплавочного аппарата на салазках, мм, не более 750
ПВ, % 100

Аппарат А-1812М имеет следующие конструктивные особенности:

в состав подающих механизмов входит привод от асинхронных двигателей, который обеспечивает более равномерную подачу электродного материала;

ход штанги увеличен на 150 мм, при использовании аппарата есть возможность за счет салазок выдвигать его еще на 750 мм, что особенно важно при наплавке внутренних поверхностей большой площади;

благодаря кронштейнам подающих механизмов можно выполнять наплавку одновременно двумя дугами как последовательно (вторая дуга наплавляет второй слой), так и параллельно (наплавляемая полоса разбивается на два участка);

аппарат укомплектован шаговым устройством, которое позволяет увеличить точность перемещения упрочняемой детали на шаг наплавки и регулировать последний непосредственно с пульта управления;

в комплекте с аппаратом изготавливается система управления СУ-320, которая выполнена на базе микропроцессора и обеспечивает управление исполнительными устройствами всей наплавочной установки на основе логической обработки информации, поступающей от различных датчиков.

Отличительной особенностью новой электрической схемы является полный отказ от двигате-



Рис. 2. Внешний вид аппарата А-1812М

лей постоянного тока. Вместо них применяют асинхронные двигатели, благодаря которым есть возможность плавно регулировать скорость вращения. Схема обеспечивает вывод всех контролируемых параметров технологического процесса на экран дисплея с записью режимов наплавки в реальных координатах времени, что позволяет паспортизировать изготовление упрочняемых деталей. В этой схеме впервые для данного типа установок ввод всех параметров режима осуществляется с дисплея, расположенного на пульте управления. Существенным преимуществом нового аппарата является возможность задавать и контролировать реальную сварочную скорость при сварке и наплавке конусных деталей.

Система управления СУ-320 (далее СУ) предназначена для управления технологическим процессом наплавки и сварки конусов засыпных аппаратов доменных печей и других деталей металлургического оборудования в производственных условиях на ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» (г. Новокузнецк, РФ). СУ построена на базе комплектующих изделий производства OMRON (Япония) и состоит из следующих основных частей:

программируемого контроллера типа «СQМ1Н» с программным обеспечением (ПО) для управления процессом наплавки;

инверторных частотных электроприводов типа «Varispeed F7» и «Varispeed V7» для двигателей установки У-125 и аппарата А-1812М;

панели оператора (терминал) типа NT-11S для ввода технологических параметров;

пускозащитной аппаратуры, измерительных приборов и органов управления;

информационно-регистрающей системы (ИРС) — персональный компьютер со специальным ПО для визуализации процесса и регистрации технологических параметров.

Управление оборудованием установки осуществляется с главного пульта управления (ГПУ),

расположенного на рабочей площадке сварщика, и вспомогательного пульта управления (ПУ), расположенного на вспомогательной площадке для монтажа изделия на планшайбу.

Шкафы управления с контроллером, электроприводами и пускорегулирующей аппаратурой, шкаф с силовыми контакторами и шунтами установлены в электрощитовом помещении (машином зале) цеха.

СУ обеспечивает функционирование оборудования в трех режимах — «Наладка», «Сварка», «Наплавка». Выбор режима осуществляют с помощью переключателя на ГПУ. В режиме «Наладка» происходит проверка работы всех механизмов установки и выполнения установочных перемещений перед наплавкой. Режимы «Сварка» и «Наплавка» предназначены для автоматического управления технологическим процессом сварки и наплавки по заданной программе. На всех режимах работы обеспечивается индикация параметров на цифровых приборах и панели оператора, а также возможность оператору регулировать параметры в процессе наплавки или сварки.

Для контроля работы оборудования на панель оператора выводятся технологические и аварийные сообщения типа: «Нет тока, стоп процесс», «Отказ привода подачи», «Параметр не в пределах» и др.

ИРС для визуализации процесса и регистрации технологических параметров — это компьютер со специальным ПО, который установлен в непроизводственном помещении с нормальными атмосфер-

ными условиями. Длина кабеля связи (шкаф управления—компьютер) составляет до 150 м. ПО функционирует в среде Windows-XP и обеспечивает следующие возможности: отображение в реальном времени параметров технологического процесса; ввод оператором номера изделия, фамилии оператора и другой дополнительной информации о процессе; запись в базу данных протокола процесса; получение информации о записанных параметрах процесса из базы данных протокола; печать протокола.

ИРС отображает на экране монитора информацию и обеспечивает работу с протоколами в программе «Excel».

В создании нового оборудования участвовали сотрудники отдела № 23 ИЭС им. Е. О. Патона, ОКБ ИЭС им. Е. О. Патона, ОЗСО ИЭС им. Е. О. Патона, ООО «ПЛАН-Т».

Наплавочные аппараты А-1812М и системы управления типа СУ-320 изготовлены и внедрены на металлургическом комбинате «Криворожсталь» в 2003 г., ОАО «Азовмаш» в 2005 г. и ремонтном предприятии ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» в 2008 г.

Новое оборудование в процессе работы продемонстрировало свою надежность, а также удобство в эксплуатации и обслуживании.

1. Юзвенко Ю. А. Порошковая электродная лента // Автомат. сварка. — 1960. — № 9. — С. 86–87.
2. Шимановский В. П., Юзвенко Ю. А. К вопросу технологии автоматической дуговой наплавки конусов и чаш // Высокопроизводительные процессы наплавки и наплавочные материалы: Материалы Всесоюз. совещ., г. Коммунарск, сент. 1973 г. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1973. — С. 143–147.

New cladding equipment A-1812 and a microprocessor-based system were developed for machines of the U-50, U-75 and U-125 types. The equipment is meant mainly for cladding of blast furnace charging devices. Specifications of the new equipment are given, and its peculiarities are described.

Поступила в редакцию 10.04.2009

СТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА 20Х5М2ФС, ЛЕГИРОВАННОГО СЕРОЙ И ФОСФОРОМ

И. А. РЯБЦЕВ, Я. П. ЧЕРНЯК, И. И. РЯБЦЕВ, кандидаты техн. наук,
В. А. ЖДАНОВ, И. Л. БОГАЙЧУК, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние легирования серой и фосфором на структуру и износостойкость наплавленного металла 20Х5М2ФС. Установлено, что фосфор растворяется и упрочняет мартенситную составляющую структуры наплавленного металла, а сера образует с другими легирующими элементами сульфиды и окисульфиды. Показано, что наиболее благоприятное сочетание износостойкости деталей пары трения обеспечивает наплавленный металл 20Х5М2ФС, легированный 0,21 мас. % S и 0,56 мас. % P.

Ключевые слова: дуговая наплавка, среднелегированный наплавленный металл, микроструктура, фосфор и сера в стали, износостойкость, сульфиды, фосфиды

Фосфор и сера по отдельности могут с успехом использоваться в качестве легирующих элементов в наплавочных материалах различного назначения [1–5]. При этом фосфор положительно влияет на износостойкость наплавленного металла в результате упрочнения матрицы, а также образования включений фосфидов некоторых легирующих элементов [6]. В отличие от фосфора сера не растворяется в железе [7], а образует в наплавленном металле сульфиды и окисульфиды, которые могут играть роль «твердой смазки» и препятствовать его изнашиванию за счет схватывания поверхностей трения [5].

Настоящая работа посвящена исследованию влияния совместного легирования серой и фосфором на структуру и износостойкость наплавленного металла 20Х5М2ФС. Для экспериментов изготовлено восемь опытных порошковых проволок ПП-Нп-20Х5М2ФС-оп диаметром 2 мм с различным содержанием серы и фосфора. На одинаковых режимах (ток 250...270 А; напряжение 24...26 В; скорость наплавки 28 м/ч) под флюсом АН-26П наплавляли образцы с целью определения химического состава и твердости наплавленного металла (табл. 1), а также его структуры (рис. 1) и износостойкости. При этом содержание серы и фосфора в наплавленном металле изменялось в пределах соответственно 0,02...1,40 и 0,06...0,97 мас. %.

Структура наплавленного металла 20Х5М2ФС, не легированного серой и фосфором (образец № 1, табл. 1), состоит из мартенсита, остаточного аустенита и карбидов. Имеется также небольшая объемная доля неметаллических включений, идентифицированных как оксиды и сили-

каты (рис. 1, а). Микротвердость мартенсита $HV_{0,5}$ 3860...3620 МПа, остаточного аустенита $HV_{0,5}$ 2320...2460 МПа.

Возрастание массовой доли серы до 0,24 мас. % (образец № 2, табл. 1; рис. 1, б), а затем до 1,40 % (образец № 3, табл. 1; рис. 1, в) на структуру наплавленного металла практически не влияет, однако значительно увеличивает содержание в ней неметаллических включений за счет образования сульфидов и окисульфидов.

Легирование наплавленного металла 20Х5М2ФС фосфором (0,50 мас. %) в образце № 4 (табл. 1) приводит к возрастанию в структуре наплавленного металла остаточного аустенита (рис. 1, г). Микротвердость мартенсита увеличивается до $HV_{0,5}$ 4120...5490 МПа, по-видимому, за счет растворения в нем фосфора, в то время как микротвердость аустенита остается на том же уровне — $HV_{0,5}$ 2320...2570 МПа. Обнаружены неметаллические включения — оксиды и силикаты.

Таблица 1. Химический состав (мас. %) и твердость HRC наплавленного металла типа 20Х5М2ФС, легированного серой и фосфором

№ образца	S	P	Остальные элементы	HRC
1	0,02	0,06	0,18...0,22 C 4,8...5,2 Cr 1,8...2,2 Mo 0,3...0,5 V	37...38
2	0,24	0,06		34...36
3	1,40	0,06		32...34
4	0,04	0,50		34...36
5	0,21	0,56		32...34
6	0,04	0,97		35...37
7	0,18	0,83		34...36
8	1,30	0,90		34...36

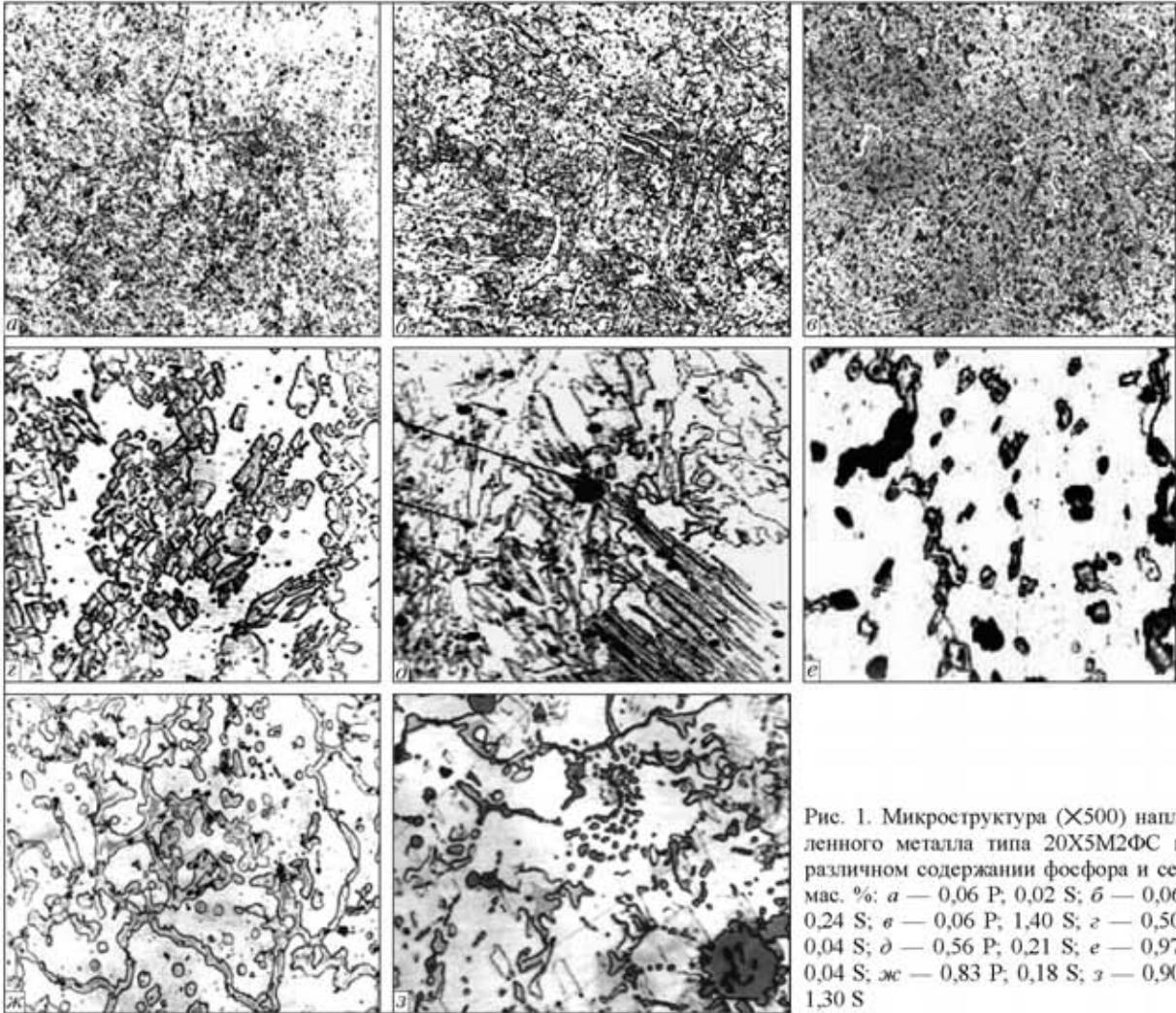


Рис. 1. Микроструктура (X500) наплавленного металла типа 20X5M2FC при различном содержании фосфора и серы, мас. %: а — 0,06 P, 0,02 S; б — 0,06 P, 0,24 S; в — 0,06 P, 1,40 S; г — 0,50 P, 0,04 S; д — 0,56 P, 0,21 S; е — 0,97 P, 0,04 S; ж — 0,83 P, 0,18 S; з — 0,90 P, 1,30 S

Введение в состав наплавленного металла 20X5M2FC 0,21 мас. % S (образец № 5, табл. 1) при содержании фосфора 0,56 мас. % приводит к увеличению объемной доли неметаллических включений, среди которых есть сульфиды и оксисульфиды. Основные структурные составляющие наплавленного металла — это мартенсит и остаточный аустенит (рис. 1, д), микротвердость которых остается на уровне микротвердости образца № 4.

В случае увеличения массовой доли фосфора до 0,97 % при стандартном содержании серы 0,04 мас. % (образец № 6, табл. 1) в структуре наплавленного металла появляется много светлых участков, свидетельствующих о худшей травимости (рис. 1, е) что, по-видимому, связано с увеличением коррозионной стойкости наплавленного металла при легировании его значительной массовой долей фосфора [8]. Микротвердость мартенсита составляет $HV_{0,5}$ 4730...5490 МПа, а остаточного аустенита — $HV_{0,5}$ 2570...3050 МПа.

При содержании фосфора 0,83 мас. % и серы 0,18 мас. % (образец № 7, табл. 1) наплавленный металл имеет ячеистую структуру (рис. 1, ж). Микротвердость мартенсита снижается до $HV_{0,5}$

3620...4120 МПа, а микротвердость остаточного аустенита остается на прежнем уровне $HV_{0,5}$ 2830...3060 МПа. В структуре наплавленного металла присутствуют также сульфиды и оксисульфиды.

О повышении массовой доли серы до 1,30 % при практически неизменном содержании фосфора (образец № 8, табл. 1) в структуре наплавленного металла образуются крупные включения сульфидов и оксисульфидов (рис. 1, з).

Поскольку основное влияние на образование неметаллических включений оказывает сера, исследовали их распределение в наплавленном металле при различном содержании этого элемента. Проводили исследования нетравленных полированных шлифов на анализаторе «Omnimet» (увеличение 600) при просмотре 100 полей зрения (рис. 2, 3).

Как видно из рис. 3, с увеличением содержания серы резко возрастают количество и размер неметаллических включений. Так, при 0,02 мас. % S максимальный размер неметаллических включений составляет 2,0 мкм (рис. 3, б), при 0,24 мас. % S — 3,5 мкм (рис. 3, в), а при 1,40 мас. % S — 7,0 мкм (рис. 3, е). Общая объемная доля неметаллических

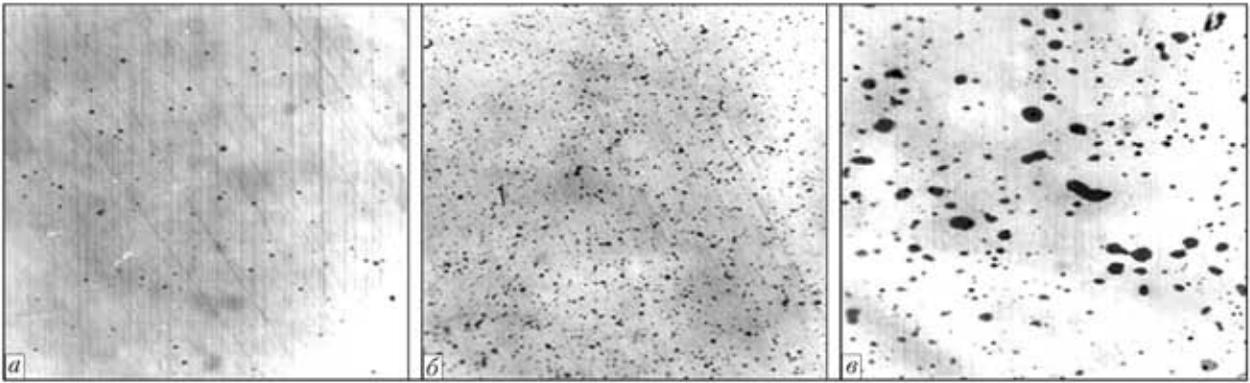


Рис. 2. Микроструктура ($\times 600$) наплавленного металла 20X5M2FC с содержанием серы 0,02 (а); 0,24 (б); 1,4 (в) мас. % (шлифы не травлены)

включений всех размеров увеличивается с 0,18 (0,02 мас. % S) до 4,01 % (1,40 мас. % S).

Микрорентгеноспектральный анализ наплавленного металла 20X5M2FC показал, что суль-

фиды имеют сложный состав — содержат повышенную массовую долю хрома, молибдена и марганца (табл. 2).

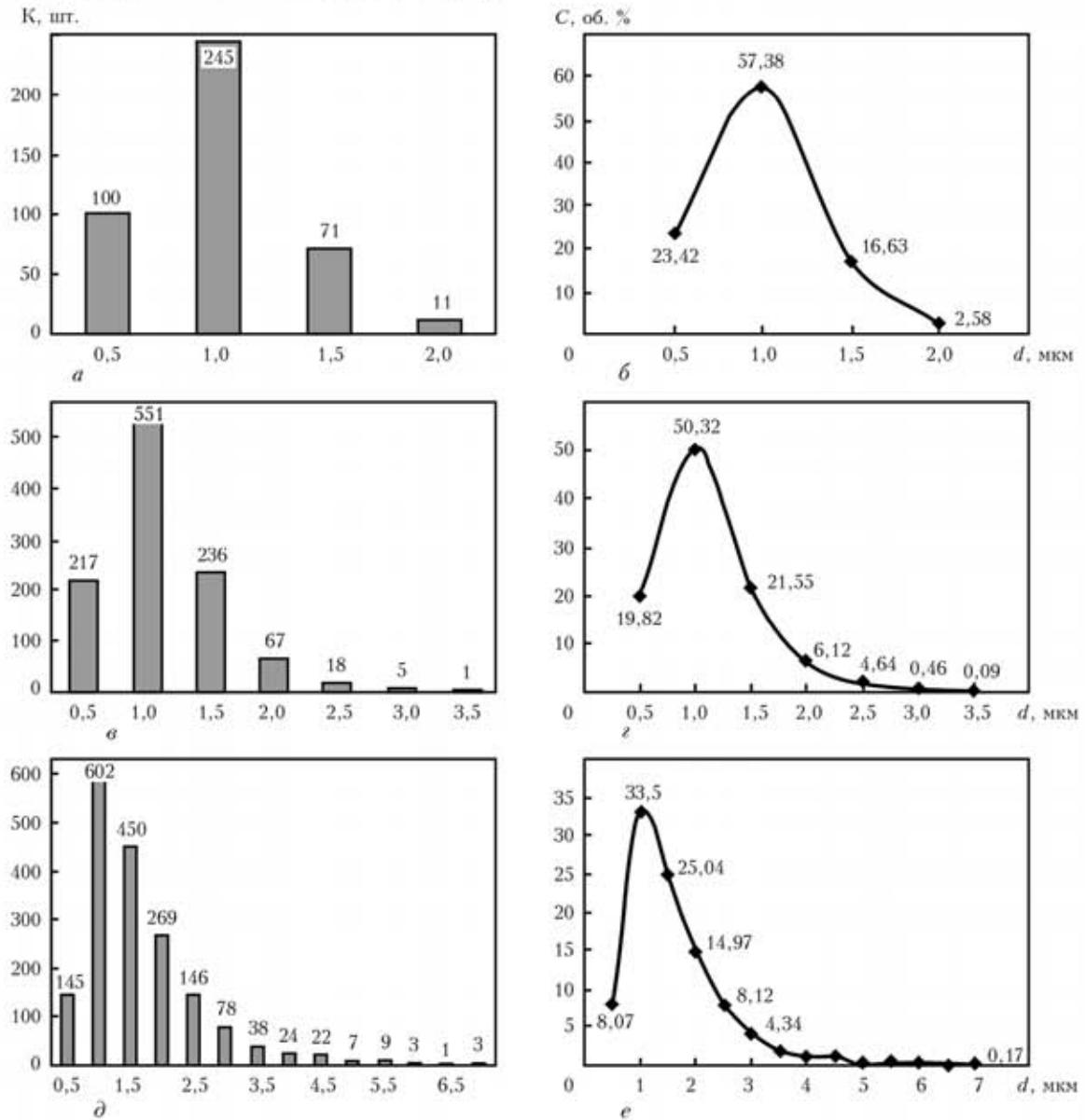


Рис. 3. Распределение по количеству К (а, в, д) и объемной доле С (б, з, е) неметаллических включений d в наплавленном металле 20X5M2FC при содержании серы 0,02 (а, б); 0,24 (в, з); 1,40 мас. % (д, е)

Таблица 2. Химический состав (мас. %) структурных составляющих наплавленного металла 20X5M2ФС (по результатам микрорентгеноспектрального анализа)

№ образца по табл. 1	Место анализа	Fe	Cr	Mo	V	Mn	Si	S
2	Матрица	89,09	6,38	3,98	0,44	0,04	0,87	—
	Сульфид	22,78	18,69	10,25	1,72	20,96	5,28	20,14
3	Матрица	91,07	6,72	2,01	0,45	0,20	0,68	0,08
	Сульфид	5,58	21,02	14,58	1,58	23,12	4,38	29,47
	» »	5,60	25,36	10,76	2,08	20,85	0,49	34,15

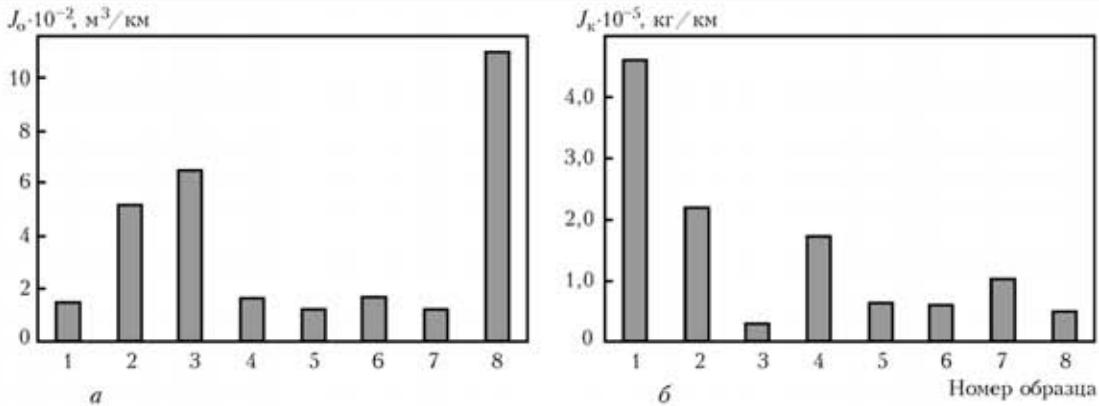


Рис. 4. Износостойкость образцов J_0 наплавленного металла 20X5M2ФС с различным содержанием серы, фосфора (а) и контрол J_k из стали 45, испытанных в паре с этими образцами, (б): 1–8 — номера образцов по табл. 1

Исследовали износостойкость образцов наплавленного металла 20X5M2ФС с различным содержанием серы и фосфора при сухом трении металла по металлу при комнатной температуре по схеме вал–плоскость (рис. 4). Образцы размером $3 \times 15 \times 25$ мм вырезали из наплавленного металла так, чтобы испытываемая плоскость попадала в верхние слои наплавленного металла. Вал-контртело диаметром 40 мм изготавливали из стали 45 и закачивали до твердости HRC 42. В процессе испытаний образец прижимался с определенным усилием к контртелу плоскостью, которая имела в плане размер 3×25 мм. В результате на испытываемой плоскости образуется лунка определенной глубины, а на контртеле — дорожка. Выбран следующий режим испытаний: скорость скольжения 1 м/с; нагрузка 30 Н; частота вращения контртела 30 об/мин. Этот режим обеспечивает стабилизацию триботехнических характеристик всех исследуемых образцов. Использование системы позиционирования позволяло повторять испытания каждого наплавленного образца не менее трех раз на новом участке поверхности трения образца и на новой дорожке трения контртела.

Как видно из приведенных данных, легирование только серой приводит к увеличению износа образцов наплавленного металла с одновременным резким уменьшением износа контртела (рис. 4, образцы № 1–3). Однако суммарный износ пары трения остается достаточно высоким. По-видимому, повышенный износ наплавленного

металла 20X5M2ФС, легированного серой, объясняется тем, что многочисленные сульфиды относительно крупных размеров в процессе изнашивания легко выкрашиваются из матрицы наплавленного металла. Эти сульфиды являются «твердой смазкой», а также препятствуют схватыванию поверхностей образца и контртела, в результате чего его износ уменьшается.

При легировании наплавленного металла фосфором (0,50 мас. %) (рис. 4, образец № 4) износ образца и контртела понижается. Наиболее благоприятное сочетание свойств имеет наплавленный металл 20X5M2ФС, легированный серой (0,21 мас. %) и фосфором (0,56 мас. %) (рис. 4, образец № 5). При таком содержании серы и фосфора износостойкость наплавленного металла на 10...15 % выше, чем наплавленного металла базового состава (рис. 4, а, образец № 1), одновременно существенно (в 8...10 раз) снижается износ контртела. Увеличение износостойкости наплавленного металла, по-видимому, объясняется тем, что фосфор упрочняет его матрицу. В то же время легирование наплавленного металла относительно небольшой массовой долей серы способствует образованию сульфидов, имеющих оптимальную форму, количество и размер. В результате проявления эффекта «твердой смазки» изнашивание контртела существенно снижается.

Таким образом, подтверждено, что сера в отличие от фосфора не растворяется в матрице наплавленного металла, а образует в ней сульфиды

и окисульфиды, размеры и количество которых увеличиваются по мере роста содержания серы. Легирование наплавленного металла 20X5M2FC 0,56 мас. % P и 0,21 мас. % S обеспечивает высокую износостойкость наплавленного образца, в то время как относительно небольшое содержание серы способствует образованию сульфидов, оптимальных по форме, количеству и размерам. В результате проявления эффекта «твердой смазки» изнашивание контртела, контактирующего с наплавленным образцом, также существенно снижается.

1. *Особенности* плавления и кристаллизации наплавленного металла типа стали 20XГС, легированного фосфором / Ю. М. Кусков, И. И. Рябцев, Л. К. Дорошенко, В. Г. Васильев // *Автомат. сварка*. — 2002. — № 8. — С. 24–27.
2. *Рябцев И. И., Кусков Ю. М., Новикова Д. П.* Влияние фосфора на трещиностойкость низкоуглеродистого наплавленного металла системы легирования Fe–Mn–Si–Cr // *Там же*. — 2006. — № 5. — С. 15–19.

The effect of alloying with sulphur and phosphorus on structure and wear resistance of deposited metal 20Kh5M2FS has been investigated. It has been proved that phosphorus dissolves to harden the martensitic component of structure of the deposited metal, whereas sulphur forms sulphides and oxy-sulphides with other alloying elements. It is shown that the most favourable combination of wear resistance of friction pair components is provided by deposited metal 20Kh5M2FS alloyed with 0.21 wt. % S and 0.56 wt. % P.

3. *Рябцев И. И.* Расчетно-экспериментальная оценка эффективности легирования фосфором высоколегированного наплавленного металла // *Там же*. — 2008. — № 5. — С. 18–22.
4. *Осин В. В., Рябцев И. А.* Влияние серы на свойства сплавов на основе железа и перспективы ее использования в наплавочных материалах // *Там же*. — 2004. — № 10. — С. 22–26.
5. *Осин В. В., Рябцев И. А., Кондратьев И. А.* Исследование влияния серы на свойства наплавленного металла X5M3FC // *Там же*. — 2006. — № 12. — С. 14–18.
6. *Триботехнические* характеристики наплавленного металла системы легирования Fe–Cr–Si–Mn–P / И. И. Рябцев, Ю. М. Кусков, В. Ф. Грабин и др. // *Там же*. — 2003. — № 6. — С. 20–24.
7. *Лулев В. В., Аверин В. В.* Сера и фосфор в стали. — М.: *Металлургия*, 1988. — 256 с.
8. *Гуляев А. П., Цулова В. М.* Влияние фосфора на коррозионные свойства нержавеющей сталей // *Коррозионностойкие металлические конструкционные материалы и их применение*. — М.: *Машиностроение*, 1974. — С. 49–52.

Поступила в редакцию 25.02.2009

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ РАЗРАБОТКИ И ПРИМЕНЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК ДЛЯ СВАРКИ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

В. Н. ШЛЕПАКОВ, д-р техн. наук, **Ю. А. ГАВРИЛЮК**, **А. С. КОТЕЛЬЧУК**, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрено современное состояние разработки порошковых проволок для сварки углеродистых и низколегированных сталей. Приведены основные характеристики сварочных порошковых проволок, которые разработаны в ИЭС им. Е. О. Патона в последние годы, а также свойства металла сварного шва и сварных соединений, выполненных этими проволоками. Перечислены рекомендуемые области применения этих проволок.

Ключевые слова: электродуговая сварка, порошковая проволока, низкоуглеродистые и низколегированные стали, состояние разработок, области применения

За последнее десятилетие механизированная и автоматизированная сварка порошковой проволокой стала основной альтернативой ручной дуговой сварке штучными покрытыми электродами и механизированной сварке проволокой сплошного сечения в защитных газах. Увеличение потребления сварочных порошковых проволок в развитых странах обусловлено объективными технико-экономическими преимуществами, такими, как высокая производительность, отличные оперативные характеристики, стабильное качество и гарантированные механические свойства швов при сварке сталей различного назначения. Обобщенные показатели объемов производства и применения сварочных порошковых проволок оцениваются на уровне 11 % в странах Западной Европы, 19 % в США, 27 % в Японии и свыше 36 % в Республике Корея. Основными областями их применения являются судостроение, сооружение буровых платформ, производство конструкций и строительство мостов, изготовление резервуаров и котлов, промышленное и транспортное машиностроение.

Относительно распределения объемов потребления проволок по классам прочности сталей эксперты дают следующие оценки. Доля проволок для сварки сталей с пределом текучести до 500 МПа составляет 92 %, низколегированных сталей с пределом текучести свыше 500 МПа — 4 %, сталей, предназначенных для эксплуатации при низких температурах, — около 2 %. Доля сталей, устойчивых против атмосферной коррозии, а также прочих специализированных сталей составляет остальное. Заметными темпами развивается потребление порошковых проволок для сварки нержавеющей сталей.

Развитию и применению сварки порошковыми проволоками способствовало создание современной технологии их изготовления, отвечающей международным стандартам качества. Цель настоящей статьи — представить результаты последних разработок отечественных порошковых проволок, а также области их эффективного применения.

Металлургические, технические и технико-экономические характеристики сварочных порошковых проволок. Сварочные порошковые проволоки принято разделять на классы в зависимости от того, требуется ли обеспечивать дополнительную газовую защиту расплавленного металла (газозащитные) или в этом нет необходимости (самозащитные). Соответственно по составу сердечника порошковые проволоки разделяют на газозащитные — рутитовые, основные и «metal-core» (с металлическим типом сердечника); самозащитные — карбонатно-флюоритные, оксидно-фторидные и пр. По назначению порошковые проволоки классифицируют на проволоки общего и специализированного назначения (в частности, проволоки для сварки с принудительным формированием шва).

Металлургические преимущества порошковых проволок главным образом заключаются в сравнительно легкой и гибкой адаптации свойств проволоки к составу и свойствам свариваемой стали, в обеспечении возможности управления тепловложением при сварке. Применение специальной обработки компонентов сердечника проволоки, обработки ее поверхности, а также нанесение защитного покрытия позволяет добиться стабильно низкого уровня содержания диффузионного водорода в металле шва ниже $5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ [1].

Технологические преимущества порошковых проволок обеспечиваются высокой стабильностью горения дуги, малым разбрызгиванием электродного металла, благоприятной формой швов при сварке в различных пространственных поло-

жениях. Применение самозащитных порошковых проволок в полевых и монтажных условиях обеспечивает простоту ведения процесса сварки, маневренность, которые обусловлены отсутствием необходимости организации дополнительной защиты расплавленного металла. Кроме того, благодаря специальной конструкции оболочки и композиции сердечника самозащитные порошковые проволоки в сравнении с газозащитными имеют более высокую эффективность защиты расплавленного металла при сварке на открытых площадках под воздействием ветровых потоков.

Технико-экономические преимущества порошковых проволок главным образом заключаются в высокой производительности плавления, которая обусловлена высокой плотностью тока, а также дополнительным присадочным материалом сердечника (железным порошком). Производительность плавления порошковых проволок с металлическим сердечником достигает 7,2...9,6 кг/ч. Дополнительный аспект — экономия энергии и затрат тепла, которые оцениваются на уровне 0,5...0,9 кВт·ч/кг наплавленного металла (рис. 1), если сравнивать сварку порошковыми проволоками со сваркой проволокой сплошного сечения. При использовании порошковых проволок достигается более равномерное радиальное проплавление металла [2–4].

Санитарно-гигиенические свойства современных порошковых проволок находятся на уровне свойств проволок сплошного сечения (особенно это относится к порошковым проволокам рутилового типа и проволок типа «metal-core»).

Классификационные требования и показатели свойств порошковых проволок для сварки сталей различных классов, а также технические требования к порошковым проволокам унифицированы в международных стандартах ISO 17632:2004, ISO 17633:2004, ISO 18276:2005, Евростандарте EN 758 и национальных стандартах AWS, DIN, JIS, ГОСТ, ДСТУ и др.

Большинство мировых производителей использует технологию изготовления порошковых проволок из холоднокатаной ленты. При этом собственно изготовление проволоки осуществляется на одной технологической линии, которая включает агрегат формовки оболочки проволоки (различных конструкций) из стальной ленты с непрерывным заполнением смесью порошков сформованного профиля и многократный волочильный стан, где осуществляется редуцирование проволоки до готового размера.

Преимуществами такой технологии является малое количество оборудования и персонала, низкие энергозатраты, возможность изготовления проволок очень широкой номенклатуры с быстрой перестройкой производства (высокая оперативность производства). Эта технология реализована с различными способами редуцирования заготовок и зак-

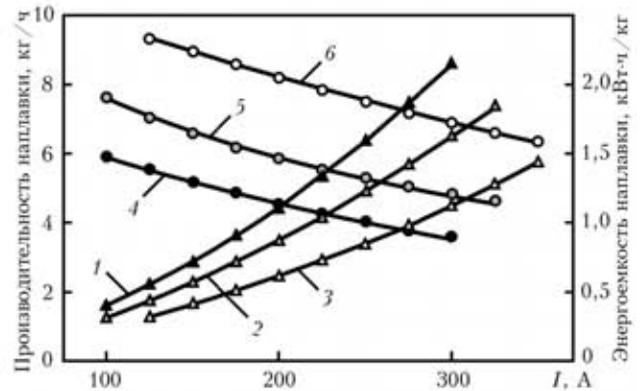


Рис. 1. Типичные показатели производительности (1–3) и энергоёмкости (4–6) наплавки при использовании порошковых проволок и проволоки сплошного сечения диаметром 1,2 мм для механизированной сварки: 1, 4 — порошковая проволока с металлическим; 2, 5 — то же с рутиловым сердечником; 3, 6 — проволока сплошного сечения

лючительной обработкой сформованной проволоки. Изготовление порошковой проволоки из трубной заготовки (бесшовной) требует большего количества технологических переделов, что соответственно увеличивает затраты на производство.

Полный цикл технологии изготовления порошковой проволоки при всех схемах включает ряд подготовительных, промежуточных, вспомогательных и заключительных операций, играющих важную роль в получении качественного продукта производства. Готовая порошковая проволока поставляется в соответствии со стандартизированными методами намотки и упаковки (рядная намотка на катушки или проволочные каркасы или в контейнеры типа «Marathon» по стандарту EN 759). Система обеспечения качества (стандарты ISO) предусматривает использование сквозной инспекции со строгим документированием процедур. Этим обусловлено широкое применение современной техники управления, привлечение квалифицированного персонала, хорошее аналитическое оснащение производства. В частности, на ГП «Опытный завод сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона» используют приборы непрерывного контроля и мониторинга заполнения проволоки для осуществления контрольно-измерительных функций и документирования (рис. 2).

Порошковые проволоки для сварки в защитных газах. В последние годы в ИЭС им. Е. О. Патона в соответствии с европейским стандартом EN 758 и ДСТУ (ГОСТ) 26271 разработаны порошковые проволоки нового поколения марок ПП-АН59, ПП-АН63, ПП-АН69 с рутиловым типом сердечника, предназначенные для сварки углеродистых и низколегированных сталей массового назначения, а для сварки высокопрочных низколегированных сталей — ПП-АН61, ПП-АН67. Эти проволоки имеют трубчатую конструкцию и выпускаются диаметрами от 1,2 до 2,0 мм.

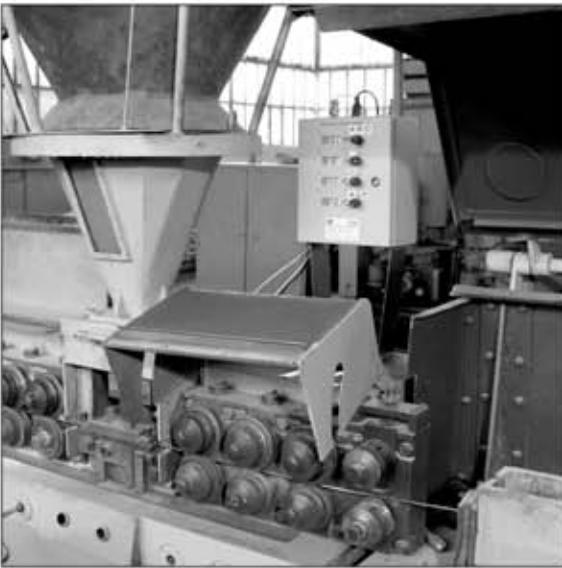


Рис. 2. Прибор контроля заполнения шихтой формуемой оболочки порошковой проволоки двухслойной конструкции на агрегате формовки (ГП «Опытный завод сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона»)

Основу мирового рынка составляют проволоки для сварки в углекислом газе или смеси $Ar + CO_2$ сталей с пределом текучести от 400 до 500 МПа. Созданы проволоки для сварки низколегированных сталей, устойчивых против атмосферной коррозии и эксплуатирующихся при пониженных температурах. С каждым годом возрастают объемы применения проволок для сварки сталей с пределом текучести до 700 МПа и выше.

Расширение применения проволок с металлическим сердечником связано с развитием автоматизированных и роботизированных процессов сварки. Новые проволоки, обеспечивающие хорошую форму швов, малое количество брызг и аэрозолей, пригодны для сварки во всех пространственных положениях. Для автоматизированной и роботизированной сварки в судостроении и машиностроении разработаны проволоки ПП-АН70, ПП-АН70М, ПП-АН72, ПП-АН74 с металлическим сердечником, которые демонстрируют более высокие сварочно-технологические свойства, чем проволока Св-08Г2С. Некоторые характеристики этих порошковых проволок приведены в табл. 1. Производство указанных порошковых проволок освоено на ГП «Опытном заводе сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона».

Газозащитные порошковые проволоки трубчатой конструкции марок ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН72 и ПП-АН74 предназначены для полуавтоматической сварки, а ПП-АН70М, кроме того, — для автоматической (роботизированной) сварки низкоуглеродистых и низколегированных сталей. Проволоки марок ПП-АН70М, ПП-АН72, ПП-АН74 — проволоки типа «metal-core». При сварке этими порошковыми проволоками для защиты ре-

комендуют использовать газовую смесь $Ar + CO_2$ (80 + 20 %). При сварке проволоками марок ПП-АН61 и ПП-АН63 в качестве защитного газа можно использовать CO_2 или газовую смесь $Ar + CO_2$.

Основные области применения порошковых проволок нового поколения для сварки в защитных газах следующие. Проволоку марки ПП-АН61 используют при изготовлении железнодорожных вагонов, в автомобилестроении, при изготовлении оборудования, предназначенного для эксплуатации в условиях высоких переменных нагрузок и абразивного износа, для сварки сосудов и металлоконструкций различного назначения, а также в судостроении; проволоку марки ПП-АН63, ПП-АН72 и ПП-АН74 — для сварки во всех пространственных положениях в судостроении, машиностроении, строительстве и изготовлении металлоконструкций; проволоку марки ПП-АН70М — при сварке в нижнем положении и на горизонтальной плоскости при выполнении заполняющих швов в машиностроении и изготовлении транспортных средств и металлоконструкций.

Самозащитные порошковые проволоки. Разработкой и производством самозащитных порошковых проволок в промышленных масштабах занимались преимущественно в США и странах СНГ. За последние два десятка лет номенклатура выпуска (по количеству марок) сократилась в результате снижения объемов производства проволок с ненадежными технологическими характеристиками. Интерес мирового рынка к этому классу проволок сохраняется на достаточно высоком уровне. Особенно это касается строительного-монтажных работ (строительство трубопроводов, резервуаров, металлургических агрегатов, мостовых переходов, промышленное строительство, судостроение). Основа производства — это проволоки для сварки сталей с пределом текучести 400...500 МПа. Отдельную группу составляют проволоки для сварки трубопроводов. В ИЭС им. Е. О. Патона, кроме широкоизвестных проволок двухслойной конструкции, созданы также трубчатые самозащитные порошковые проволоки малого диаметра с сердечником фторидно-основного типа. Композиция сердечника позволяет снизить содержание кремния и алюминия в металле шва и обеспечивает требуемую ударную вязкость сварных соединений при низких температурах.

Важной подгруппой этого класса проволок являются проволоки для сварки с принудительным формированием шва (электрогазовая сварка). В настоящее время наблюдается увеличение потребности в таких проволоках в странах СНГ, в частности, России. Основными потребителями являются строители мостов, резервуаров, металлургических комплексов. Налаживается работа комплексов сварки труб «Стык» нового поколения (рис. 3).

Таблица 1. Классификационные характеристики и свойства порошковых проволок для сварки в защитных газах

Марка проволоки	Классификация по ГОСТ 26271, EN 758 и AWS	Диаметр, мм	Система легирования, мас. %	Гарантируемые механические свойства					
				σ_r , МПа	σ_b , МПа	δ , %	Соответствие требованиям $KCV_{min} = 35 \text{ Дж/см}^2$ при температуре, °С		
							-20	-30	-40
ПП-АН61	ПГ-49-А4У Т46 4Z РСМ1 Н5 Е81Т1-К2	1,2	0,06 С	490	580	20	Да	Да	Да
		1,4	1,3 Мn						
		1,6	0,4 Si						
		2,0	1,6 Ni						
ПП-АН63	ПГ-44-А2У Т42 2РС1 Н10 Е71-Т1	1,2	0,07 С	440	530	22	Да	Да	Да
		1,4	1,3 Мn						
		1,6	0,4 Si						
		2,0							
ПП-АН67	ПГ-59-А3В5 Т59 3 РС1 Н5 Е71-Т1	1,2	0,08 С	590	650	18	Да	Да	Да
		1,4	1,2 Мn						
		1,6	0,4 Si						
		2,0	1,2 Ni 0,3 Cr 0,3 Мо						
ПП-АН70М	ПГ-44-А3В Т42 2 МС3 Н5 Е71-Т1	1,2	0,08 С	420	540	22	Да	Да	Да
		1,4	1,4 Мn						
		1,6	0,5 Si						
		2,0							
ПП-АН72	ПГ-48-А3В Т48 5 МС1 Н5 Е71-Т1	1,2	0,08 С	480	540	24			$KCV_{min} = 47 \text{ Дж/см}^2$
		1,4	1,0 Мn						
		1,6	0,3 Si 2,2 Ni						
ПП-АН74	ПГ-59-А3В Т59 5РС1 Н10 Е71-Т1	1,2	0,06 С	590	680	24			То же
		1,4	1,3 Мn						
		1,6	0,4 Si 2,5 Ni 0,4 Мо						

В табл. 2 и 3 приведены характеристики некоторых самозащитных порошковых проволок, разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона. Самозащитные порошковые проволоки двухслойной конструкции ПП-АН3 и ПП-АН7 предназначены для полуавтоматической сварки низкоуглеродистых и низколегированных сталей толщиной более 5 мм. Проволока ПП-АН3 применяется при сварке дорожно-строительных машин, промышленного оборудования, металлоконструкций сооружений, а проволока ПП-АН7 — при сварке промышленного оборудования, в транспортном машиностроении, при строительстве прибрежных конструкций, а также ремонте промышленного оборудования (рис. 4).

Самозащитная порошковая проволока трубчатой конструкции ПП-АН60 рекомендуется для полуавтоматической сварки во всех пространственных положениях при изготовлении технологического оборудования, транспортных и грузоподъемных устройств, сооружений буровых платформ и строительных конструкций.

Самозащитная порошковая проволока двухслойной конструкции ПП-АН19Н, предназначенная для автоматической электрогазовой сварки низкоуглеродистых и низколегированных сталей толщиной от 8 до 32 мм, главным образом применяется в процессе сварки вертикальных сты-



Рис. 3. Сварочный аппарат комплекса «Стык» нового поколения для автоматизированной электродуговой сварки порошковой проволокой с принудительным формированием шва неповоротных стыков труб большого диаметра (производитель — ОАО «Каховский завод электросварочного оборудования»)

Таблица 2. Классификационные характеристики и свойства наплавленного металла, выполненного самозащитными порошковыми проволоками

Марка проволоки	Классификация по ГОСТ 26271, EN 758 и AWS	Диаметр, мм	Система легирования, мас. %	Гарантируемые механические свойства наплавленного металла					
				σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	Соответствие требованиям $KCV_{min} = 35 \text{ Дж/см}^2$ при температуре, °С		
							-20	-30	-40
ПП-АНЗ	ПС-44-А3Н T42 3ZS3 H10 E70-TG	2,8; 3,0	0,09C 1,2Mn 0,35Si	440	560	22	Да		
ПП-АН7	ПС-44-А3В T42 3ZS3 H10 E71-TG	2,4	0,08C 1,1Mn 0,35Si	440	540	22	»		
ПП-АН60	ПС-49-А3В T49 3ZS3 H10 E71-TG	1,2; 1,4; 1,6	0,08C 1,1Mn 1,3Ni 0,8Al	490	590	22	Да		

Таблица 3. Классификационные характеристики и свойства специализированных самозащитных порошковых проволок

Марка проволоки	Классификация по ГОСТ 26271, EN 758 и AWS	Диаметр, мм	Система легирования, мас. %	Гарантируемые механические свойства наплавленного металла					
				σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	Соответствие требованиям $KCV_{min} = 35 \text{ Дж/см}^2$ при температуре, °С		
							-20	-30	-40
ПП-АН19Н	ПС-39-А2(Р)ВП T42 2Z S3 H5 EG72-TG	2,4; 3,0	0,09C 1,4Mn 0,4Si 0,5Ni	390	520	22	Да		
ПП-АН30	ПС-54-А3УП — соответствует E81-TG	2,4	0,07C 1,7Mn 0,5Si 0,4Mo 0,07V	540	630	18	Да		
ПП-АН30ВС	ПС-57-А3УП — соответствует E91-TG	2,0; 2,4	0,07C 1,7Mn 0,5Si 0,6Ni 0,5Mo	570	690	18	$KCV_{min} = 47 \text{ Дж/см}^2$		



Рис. 4. Ремонтная сварка порошковой проволокой ПП-АН7 металлургического оборудования на ОАО «Днепропетровский металлургический комбинат им. Ф. Э. Дзержинского», г. Днепропетровск [5]

ковых соединений способом снизу вверх при изготовлении различных металлоконструкций, включая суда, корабли и баржи, пролетные строения мостов, резервуары и бункера (рис. 5).

Самозащитные порошковые проволоки двухслойной конструкции ПП-АН30 и ПП-АН30ВС разработаны для автоматической монтажной сварки стыковых соединений труб диаметром от 520 до 1420 мм с использованием принудительного формирования шва (электрогазовый процесс). Проволоку ПП-АН30ВС можно применять для сварки стыковых соединений труб из низколегированных сталей класса прочности Х80.

В заключение следует отметить, что интенсивное развитие рынка потребления порошковых проволок свидетельствует о перспективности создания современных производств этого вида сварочного материала. Предпочтение отдают производству проволок с лучшими оперативными характеристиками, малыми потерями металла на разбрызгивание и малым выделением сварочного аэрозоля. При выборе программ производства необходимо учитывать структуру мирового потребления, в котором наибольшие объемы занимают проволоки малых диаметров для сварки сталей



Рис. 5. Сварка порошковой проволокой ПП-АН9Н с принудительным формированием вертикальных стыковых швов пролетных конструкций Подольско-Воскресенского мостового перехода через р. Днепр в г. Киеве

массового применения и сталей повышенной прочности. Благодаря успешному выполнению инновационного проекта, инициированного Национальной академией наук Украины, путем модернизации оборудования и усовершенствования технологического процесса на ГП «Опытный завод сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона» достигнут уровень производства порошковых проволок, который отвечает современным требо-

ваниям обеспечения качества продукции. По техническим показателям и качеству порошковые проволоки новой номенклатуры соответствуют международным стандартам и конкурентоспособны на мировом рынке. В то же время технология их производства позволяет ориентироваться преимущественно на сырьевую базу Украины.

1. Походня П. К. *Металлургия дуговой сварки конструкционных сталей и сварочные материалы // Автомат. сварка.* — 2008. — № 11. — С. 63–75.
2. Шлепаков В. Н. *Современные методы исследования, прогнозирования и оценки свойств сварочных порошковых проволок // Тр. III Междунар. конф. по сварочным материалам стран СНГ «Сварочные материалы. Разработка. Технология. Производство. Качество».* — Днепропетровск, 2004. — С. 27–31.
3. Шлепаков В. Н., Наумейко С. М. *Самозащитные порошковые проволоки для сварки низколегированных сталей // Автомат. сварка.* — 2005. — № 4. — С. 31–33.
4. *Влияние состава сердечника порошковой проволоки и защитного газа на стабильность процесса дуговой сварки / В. Н. Шлепаков, А. С. Котельчук, С. Н. Наумейко, А. В. Билинец // Там же.* — 2005. — № 6. — С. 18–22.
5. *Механізоване ремонтне зварювання порошковим дротом агрегатів металургійного комплексу / В. М. Шлепаков, В. М. Ігнатюк, О. С. Котельчук, Ю. М. Гитин // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин.* — К.: Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона НАНУ, 2006. — С. 520–526.

State-of-the-art of development of flux-cored wires for welding carbon and low-alloyed steels is considered. The main characteristics of flux-cored welding wires, developed at the E. O. Paton Electric Welding Institute over the recent years are given, as well as the properties of the metal of welds and welded joints made with these wires. Recommended applications of these wires are listed.

Поступила в редакцию 16.11.2009

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

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

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

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

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

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

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

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

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

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

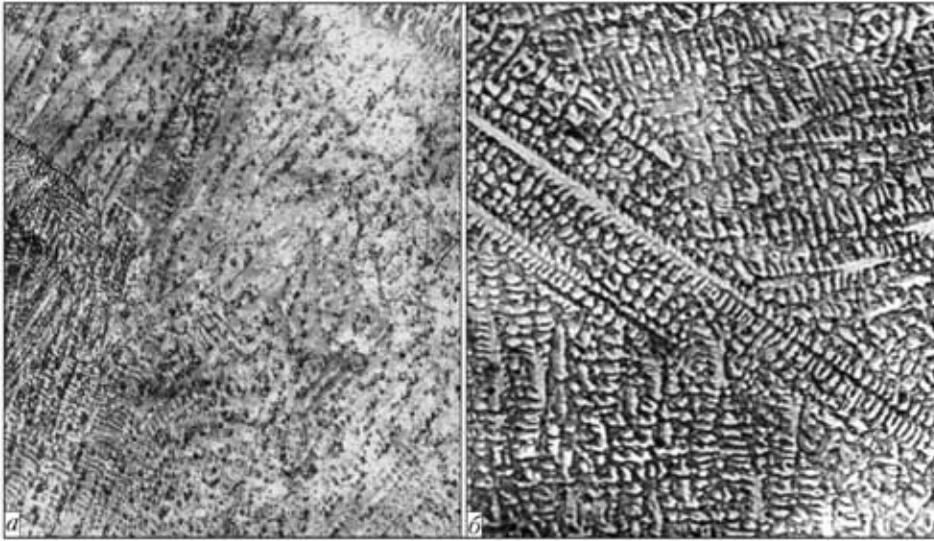


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 200$) четвертого слоя наплавленного металла, полученного при наплавке порошковыми проволоками ПП-АН105оп (а) и ПП-АН105 (б)

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

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

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

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

Распределение легирующих элементов в металле, наплавленном опытной проволокой ПП-

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

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

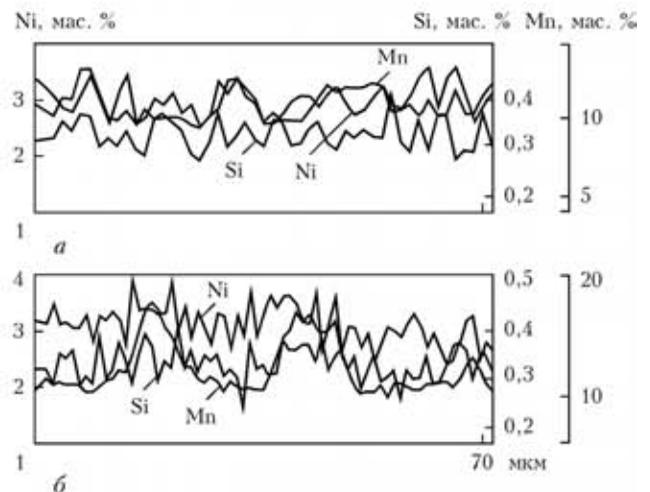


Рис. 2. Распределение легирующих элементов в металле, наплавленном порошковыми проволоками ПП-АН105оп (а) и ПП-АН105 (б)

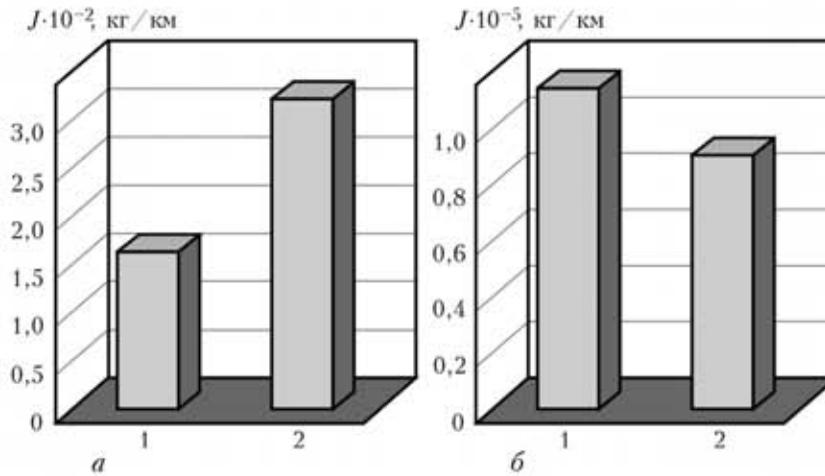


Рис. 3. Износ J образцов (а) и контртел (б), наплавленных порошковыми проволоками ПП-АН105оп (1) и ПП-АН105 (2)

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

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

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

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

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

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

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

Поступила в редакцию 14.07.2009

СВОЙСТВА ПОРОШКОВ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА, ПОЛУЧЕННЫХ ПО РАЗЛИЧНЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ

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

Приведены результаты исследований свойств порошков с частицами карбидов вольфрама WC-W₂C, полученных по различным технологиям. Дана оценка физических характеристик указанных частиц. Выполнен химический и рентгеноструктурный анализ исследуемых порошков.

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

Традиционно плавные карбиды вольфрама WC+W₂C получают путем дробления слитков, выплавленных в печи Таммана при температуре 3100°C. После дробления порошок подлежит рассеву по фракциям. Форма таких зерен преимущественно оскольчатая, неправильная (рис. 1, а). В результате механического дробления в зернах появляется множество трещин, что значительно снижает их прочность [1]. Подобные недостатки имеют частицы макрокристаллических карбидов вольфрама (рис. 1, б), полученные по технологии фирмы «WOKA» [2].

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

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

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

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

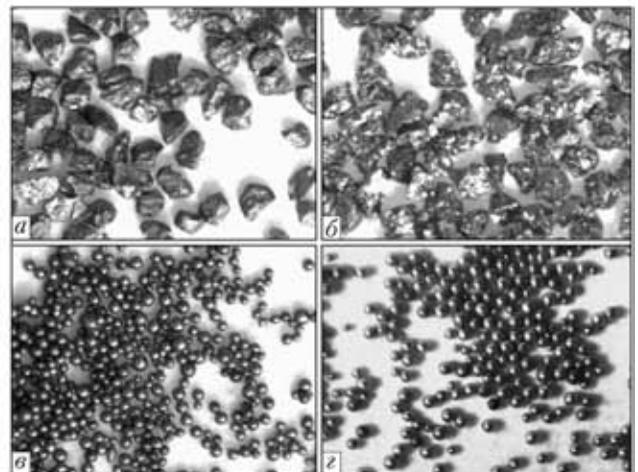


Рис. 1. Внешний вид частиц карбида вольфрама (X80), полученных по различным технологиям: а — дробленный; б — макрокристаллический; в, г — соответственно сферический и распыленный



Рис. 2. Характер плавления торца стержня при термоцентробежном распылении

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

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

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

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

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

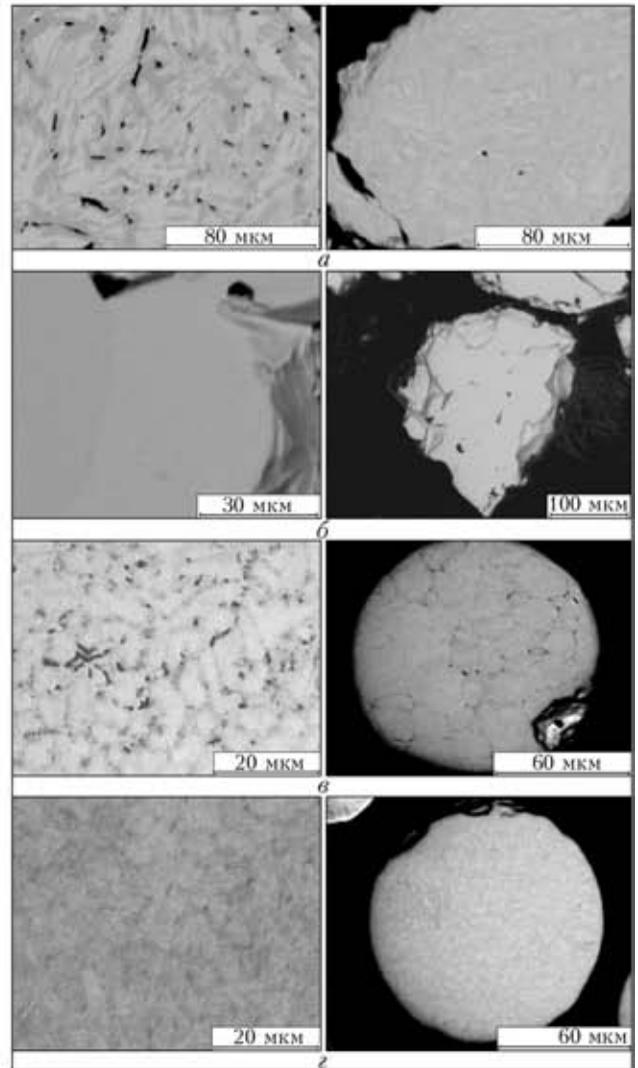


Рис. 3. Электронно-микроскопический вид частиц карбида вольфрама, полученных по различным технологиям: а — дробленый; б — макрокристаллический; в — сферический (оплавленный); г — сферический (распыленный)

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

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

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

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

Таблица 2. Состав фаз порошков и данные параметров решетки

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

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

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

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

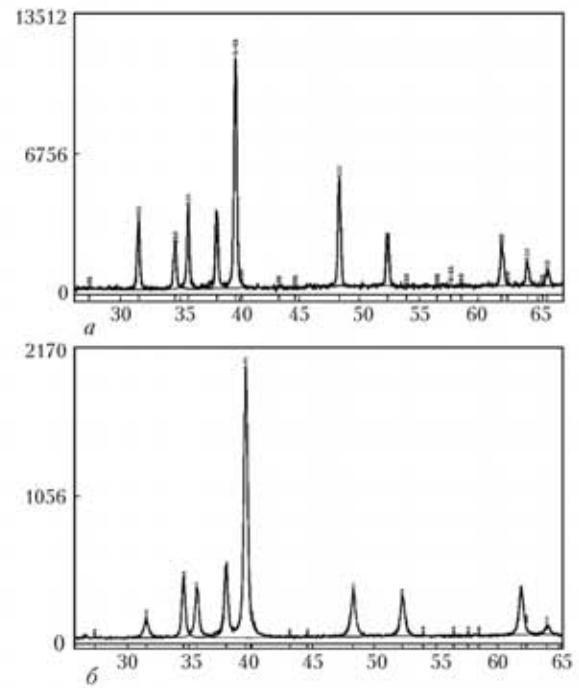


Рис. 4. Рентгенограммы частиц карбидов вольфрама, полученных по различным технологиям: а — дробленый; б — сферический (распыление)

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

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

Выводы

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

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

1. *Меерсон Г. А., Зеликман А. Н.* Металлургия редких металлов. — М.: Металлургия, 1973. — 608 с.
2. *WOKA carbide materials for wear protective.* Welding and PTA applications: Bull.
3. *Гладкий П. В., Переплетчиков Е. Ф., Рябцев И. А.* Плазменная наплавка. — Киев: Екотехнологія, 2007. — 292 с.
4. *Dignard N. M., Boulos M. I.* Ceramic and metallic powder spheroidization using induction plasma technology. Plasma Technology Research Center (CRTP) // Materials of the united thermal spray conf., 15–19 Sept., 1997. — Indianapolis, IN, USA.
5. *Bourdin E., Fauchais P., Boulos M. I.* Induction plasma technology // Intern. J. of Heat and Mass Transfer. — 1983. — 26(4). — P. 567–582.
6. *Pawlovski L.* The science and engineering of thermal spray coatings. — Chichester: John Wiley & Sons Ltd., 1995.
7. *Muns R.* Patriculate systems. — Montreal: McGill University, 1995.
8. *А. с. 1381840 СССР.* Установка центробежного распыления стержней из тугоплавких материалов / А. И. Белый, Б. В. Данильченко, В. С. Гончаренко, В. И. Дзыкович. — 02.02.1987
9. *Пат. 205164.* Украина. Спосіб одержання гранульованих тугоплавких матеріалів / К. А. Ющенко, О. П. Жудра, О. І. Білий, В. І. Дзыкович. — 15.07.97.
10. *Самсонов Г. В., Витрянюк В. Н., Чаплыгин Ф. И.* Карбиды вольфрама. — Киев: Наук. думка, 1974. — 176 с.
11. *Дзыкович В. И.* Влияние процесса термоцентрибежного распыления на свойства сферических частиц карбидов вольфрама // Автомат. сварка. — 2009. — № 4. — С. 52–55.

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

Поступила в редакцию 10.02.2010

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

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

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

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

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

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

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

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

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

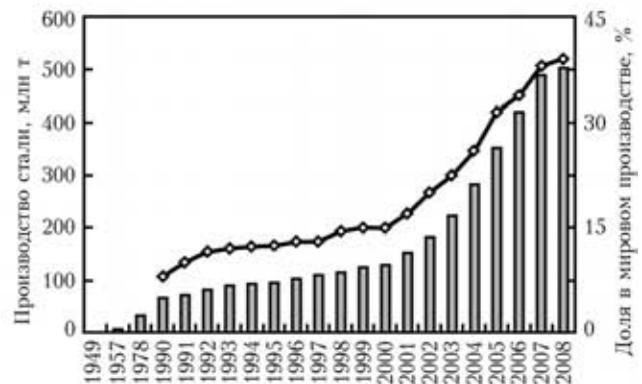


Рис. 1. Производство (столбцы) стали и ее доля в мировом производстве (кривая) в КНР в 1949–2008 гг.

Показатели обновления основных фондов производства чугуна и стали

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

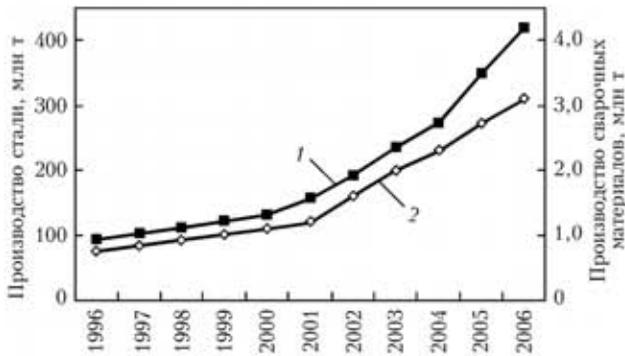


Рис. 2. Производство стали (1) и сварочных материалов (2) в КНР в 1996–2006 гг.

электродов для ручной дуговой сварки снизится до 22 %, доля проволоки сплошного сечения для сварки в CO_2 возрастет до 50 %, а порошковых проволок — до 15 %. Доля материалов для сварки под флюсом будет оставаться на уровне 12 %, а доля материалов для сварки неплавящимся электродом составит около 1 %.

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

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

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

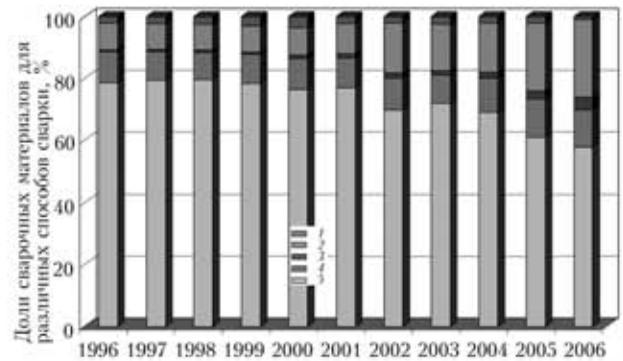


Рис. 3. Структура производства сварочных материалов в КНР в 1996–2006 гг.: 1 — материалы для дуговой сварки неплавящимся электродом; 2 — проволока сплошного сечения для сварки в защитных газах; 3 — порошковая проволока; 4 — материалы для сварки под флюсом; 5 — покрытые электроды для ручной дуговой сварки

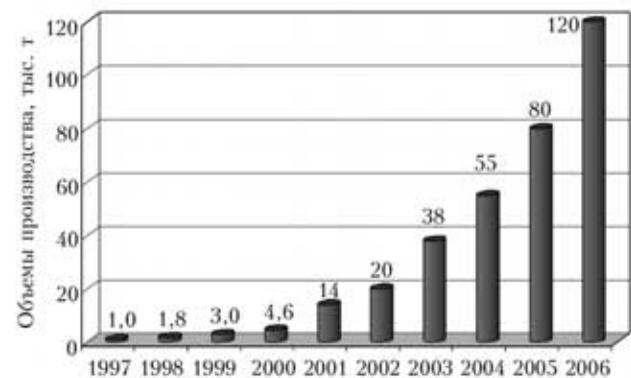


Рис. 4. Динамика производства порошковых проволок в 1997–2006 гг.

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

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

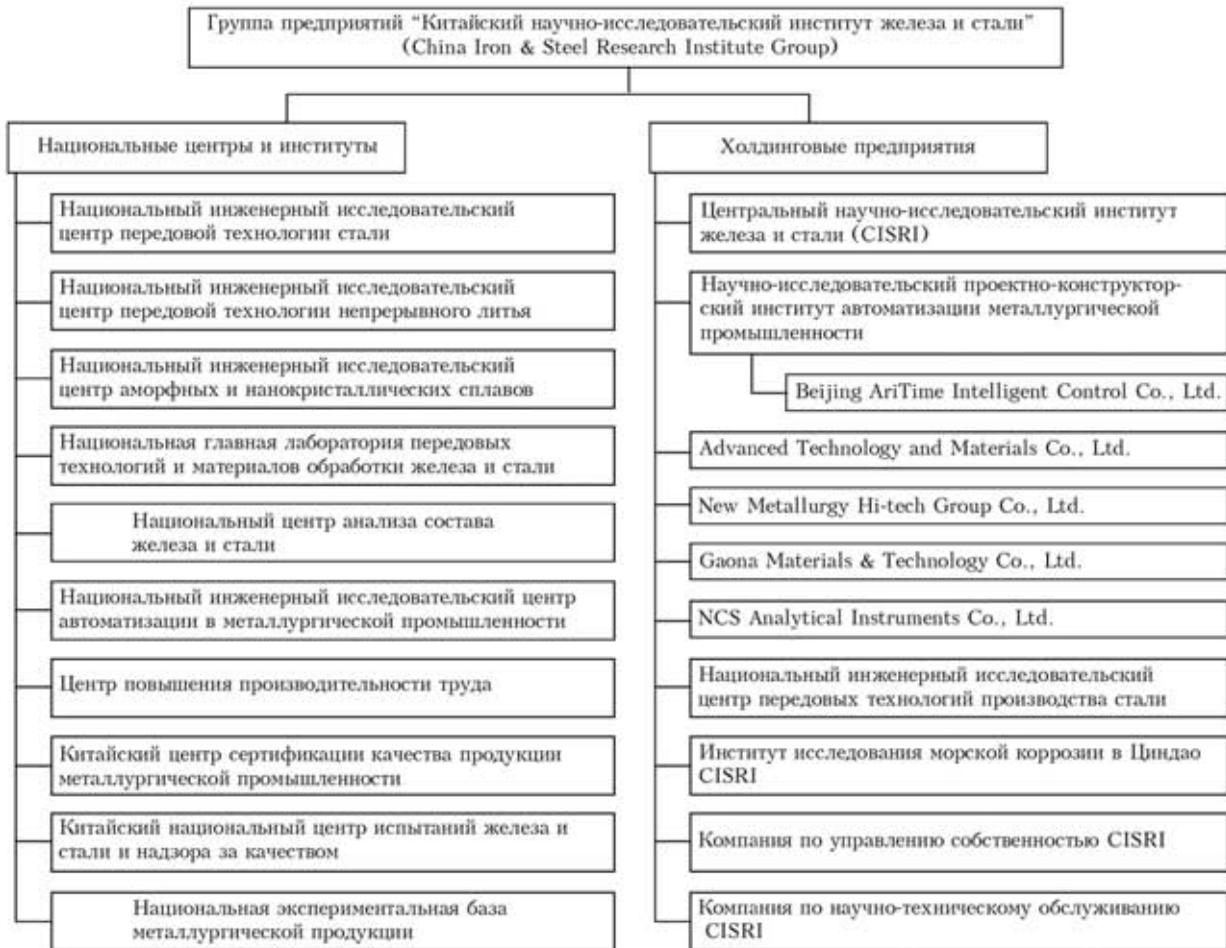


Рис. 5. Институты, инженерные центры и предприятия группы CISRI

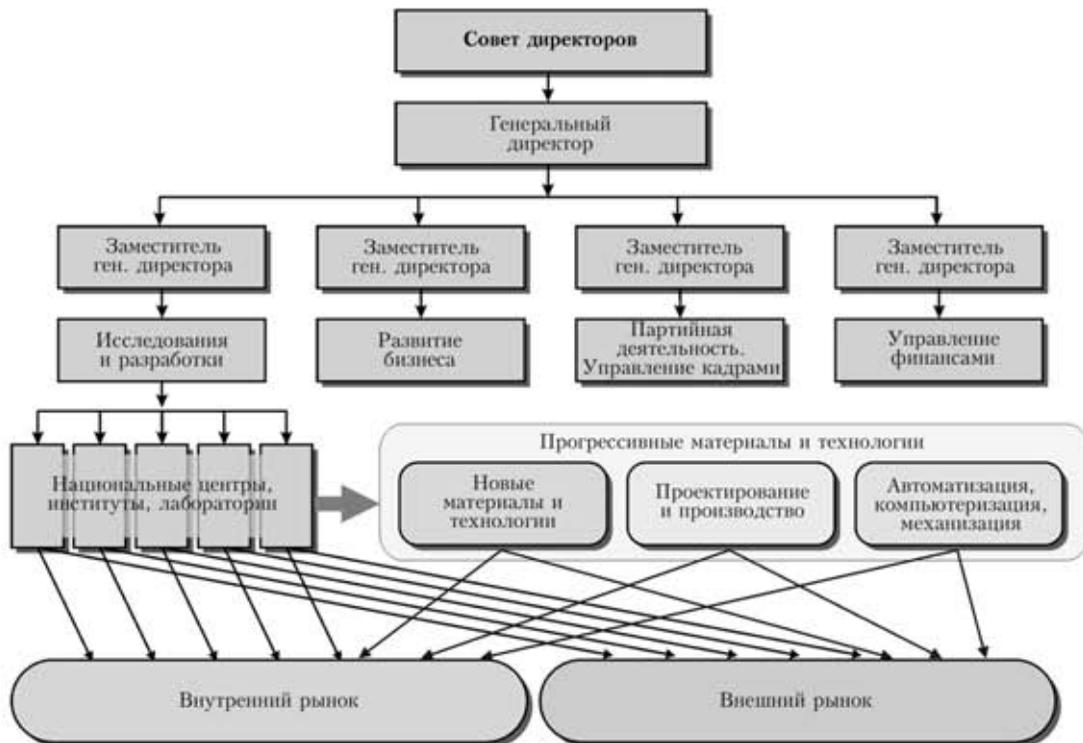


Рис. 6. Организационная структура CISRI

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

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

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

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

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

Поступила в редакцию 20.01.2010

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Относительно сварочных флюсов используют следующие основные международные стандарты:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

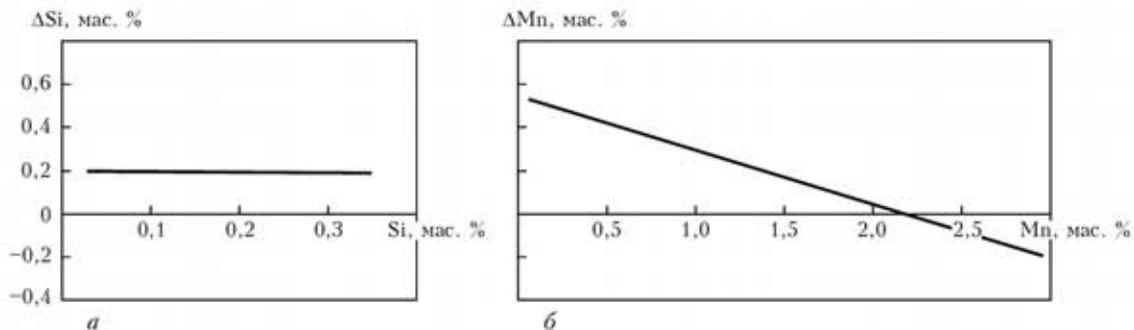
Марка флюса	Полное	Краткое
АН-60 АН-60М	Welding flux ISO 14174-S F MS 1 AC H10 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F MS 1 AC H10	Welding flux ISO 14174-S F MS 1 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S F MS 1
АН-348-А АН-348-АМ АН-348АП АН-348АПП	Welding flux ISO 14174-S F MS 1 AC H10 Флюс сварочный ДСТУ ISO 14174-S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

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

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

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

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



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

Таблица 3. Обозначения металлургических характеристик отечественных флюсов

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

Таблица 4. Обозначения флюсов для сварки углеродистых и низколегированных сталей

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Поступила в редакцию 14.12.2009

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

И. А. РЯБЦЕВ, И. А. КОНДРАТЬЕВ, В. Г. ВАСИЛЬЕВ, кандидаты техн. наук,
В. А. ЖДАНОВ, А. А. БАБИНЕЦ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследованы структура и эксплуатационные свойства наплавленного металла, предназначенного для упрочнения и восстановления прокатных валков различного назначения. Наиболее высокую теплостойкость, горячую твердость и износостойкость при трении металла по металлу при высоких температурах имеет металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-АН132, однако у него самая низкая термостойкость. Наилучшую термостойкость имеет металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-АН130, хотя по ряду показателей он уступает другим материалам. Металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-АН147, по всем показателям занимает промежуточное положение.

Ключевые слова: дуговая наплавка, прокатные валки, порошковые проволоки, наплавленный металл, микроструктура, износостойкость, термостойкость, теплостойкость

В ИЭС им. Е. О. Патона разработаны порошковые проволоки ПП-АН130 (система легирования Fe-Cr-Mo-V), ПП-АН132 (Fe-C-Cr-W-Mo-V) и ПП-АН147 (Fe-C-Cr-Mo-Ni-V), используемые при дуговой наплавке инструментов и оснастки для горячей обработки металлов давлением, в частности, прокатных валков различного назначения [1]. В отдельных публикациях [2–4] приведены данные о структуре и некоторых свойствах металла, наплавленного этими проволоками. Однако зачастую эти испытания проводили по различным методикам и в разном объеме, поэтому не представлялось возможным достаточно объективно оценить достоинства того или иного типа наплавленного металла и дать обоснованные рекомендации по его применению. В данной статье изложены обобщенные результаты по изучению структуры металла, наплавленного этими проволоками, а также его эксплуатационных свойств, полученных при испытаниях в одинаковых условиях и по одним и тем же методикам.

Для изучения структуры и свойств наплавленного металла каждой из трех порошковых проволок в четыре-пять слоев были наплавлены заготовки, из которых вырезаны образцы для металлографических исследований, исследований теплостойкости, термостойкости, горячей твердости и износостойкости при трении металла по металлу при высоких температурах.

Известно, что структура и свойства наплавленного металла существенно зависят от скорости его охлаждения в области температур наименьшей устойчивости аустенита. Дуговая наплавка

прокатных валков, которые обычно изготавливают из углеродистых и высокоуглеродистых сталей, производится с предварительным подогревом до 300...350 °С и замедленным охлаждением в печи или термостате. Опытным путем установлено, что при наплавке без подогрева и охлаждении на спокойном воздухе скорость охлаждения наплавленных деталей составляет примерно 3,0...4,0 °С/с, а при наплавке с подогревом и замедленным охлаждением в печи или термостате — около 0,018...0,020 °С/с. Исходя из этого исследована структура наплавленного металла трех типов после нагрева до 950 °С и охлаждения — соответственно со скоростью 0,018 и 3,0 °С/с. Исследования проводили на dilatометре Шевенара, который обеспечивает охлаждение образцов с такими скоростями.

Установлено, что в металле, наплавленном порошковой проволокой ПП-АН130, при скоростях охлаждения 0,018 и 3,0 °С/с наблюдается сначала бейнитное, а затем мартенситное превращение. Отличие заключается в том, что при меньшей скорости охлаждения количество бейнита больше, а твердость наплавленного металла меньше. В итоге структура наплавленного металла этого типа при двух скоростях охлаждения состоит из мартенсита, бейнита, остаточного аустенита и карбидов (рис. 1, а, б). Твердость наплавленного металла HRC 44...47.

В металле, наплавленном порошковой проволокой ПП-АН132, при скорости охлаждения 0,018 °С/с вначале наблюдается бейнитное, после которого идет мартенситное превращение. При скорости охлаждения выше 3,0 °С/с вследствие более высокого содержания углерода и легирующих элементов (по сравнению с проволокой ПП-АН130) идет только мартенситное превращение.

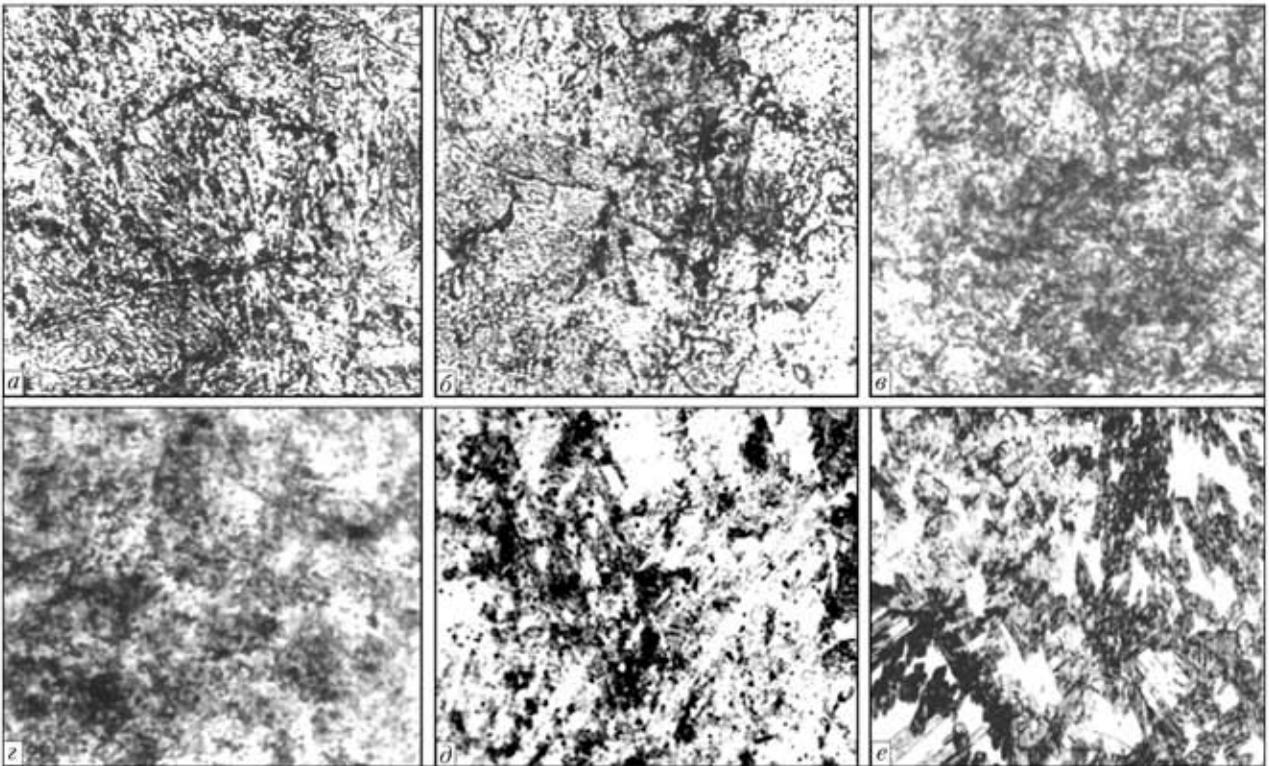


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 500$) металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-АН130 (а, б), ПП-АН132 (в, з), ПП-АН147 (д, е): а, в, д — скорость охлаждения 3,0; б, з, е — 0,018 °C/с

Твердость наплавленного металла этого типа *HRC* 48...50, структура — мартенсит, остаточный аустенит, карбиды и небольшое количество бейнита (рис. 1, в, з).

В металле, наплавленном порошковой проволокой ПП-АН147, при данных скоростях охлаждения также наблюдается бейнитное и мартенситное превращения. Микроструктура наплавленного металла после охлаждения представляет собой мартенсит, бейнит и остаточный аустенит с карбидами (рис. 1, д, е). Твердость наплавленного металла *HRC* 46...49.

Исследованы свойства наплавленного металла трех типов.

Теплостойкость. Это способность стали сохранять при нагреве рабочей кромки в процессе эксплуатации структуру и свойства, необходимые для деформирования или резания. Теплостойкость штамповых сталей обычно характеризуется температурой двухчасового отпуска, после которого твердость составляет *HRC* 40 [5]. Для исследования теплостойкости изготовлено по девять образцов каждого типа наплавленного металла размерами 15×20×20 мм. Сначала образцы подвергали двухчасовому отпуску при температурах в интервале 200...700 °C. После остывания наплавленную поверхность образцов шлифовали и определяли твердость (рис. 2).

Установлено, что все типы наплавленного металла характеризуются достаточно высокой теплостойкостью — 630...650 °C. Однако наилуч-

шую теплостойкость имеет металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-АН132. Характер кривой у него такой же, как и у металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-АН130. Отличие заключается лишь в том, что снижение твердости у этого типа наплавленного металла начинается при более высоких температурах отпуска.

У всех трех типов наплавленного металла отмечается небольшое увеличение твердости в результате отпуска в температурном интервале 500...550 °C. Эффект вторичного твердения наблюдается вследствие распада остаточного аустенита с образованием мартенсита и карбидов, что и ведет к увеличению твердости.

Износостойкость при трении металла по металлу при повышенных температурах. Известно, что в процессе горячей обработки металлов и сплавов (прокатка, ковка, штамповка) удельное давление металла на инструмент может быть весьма значительным и по некоторым данным достигает 300...500 МПа. В очаге деформации всегда имеет место скольжение металла в результате его вытяжки, что наряду с высокими удельными давлениями приводит к износу рабочей поверхности инструмента при трении металла по металлу при повышенных температурах. Поэтому определение износостойкости наплавленного металла в этих условиях имеет важное значение.

К основным параметрам испытаний относят величину удельного давления на испытуемый об-

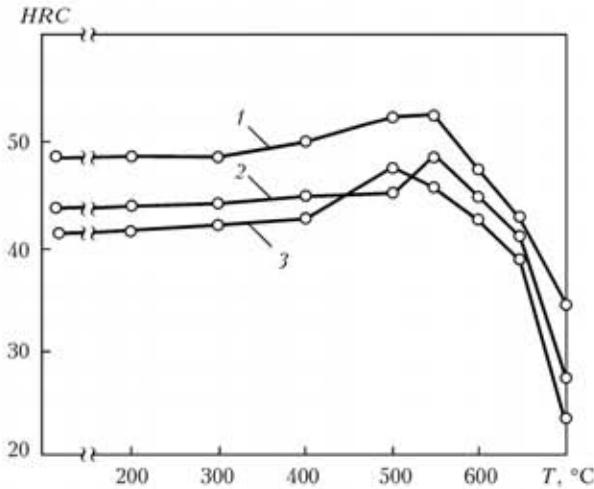


Рис. 2. Зависимость твердости металла, наплавленного различными порошковыми проволоками, от температуры отпуска: 1 — ПП-АН132; 2 — ПП-АН147; 3 — ПП-АН130

разец, температуру нагрева и охлаждения образца, скорость относительного перемещения трущихся элементов (скорость трения), вид материала истирающего кольца. Лабораторные испытания на износ при трении металла по металлу при повышенных температурах по схеме кольцо – плоскость проводили на универсальной испытательной установке [6]. Для этого из наплавленных заготовок изготавливали образцы размерами $40 \times 10 \times 17$ мм, толщина наплавленного слоя при этом составляла 8...10 мм. Во время испытаний образец наплавленной плоскостью прижимали к вращающемуся кольцу-контртелу, которое нагревали газовой горелкой. Кроме того, образец совершает возвратно-поступательные перемещения в вертикальной плоскости, скользя по поверхности вращающегося кольца-контртела. Условия испытаний следующие: нагрузка 800 Н (удельное давление около 100 МПа); скорость вращения

кольца-контртела 30 об/мин; амплитуда колебаний образца в вертикальной плоскости 20 мм, частота колебаний 62 мин^{-1} ; температура образца в зоне истирания $600 \text{ }^\circ\text{C}$; время испытаний 1 ч. В качестве контртела использовали кольца диаметром 120 мм из стали 45.

Скорость трения в экспериментах составляла 20...22 м/мин, что отвечает наиболее применяемым в промышленности режимам при горячей деформации металлов. Истирающее кольцо нагревали газокислородным пламенем. Благодаря строго определенному расходу горючего газа и кислорода температуру истирающего кольца поддерживали постоянной — $950 \dots 980 \text{ }^\circ\text{C}$, а температуру кольца периодически контролировали с помощью оптического пирометра.

Результаты испытаний на износ при трении металла по металлу при повышенных температурах приведены на рис. 3, а. Наименьший износ имел металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-АН132, наибольший — порошковой проволокой ПП-АН130. Лучшую износостойкость наплавленного металла первого типа, по-видимому можно объяснить более высоким содержанием углерода и легирующих элементов и его более высокой теплостойкостью и твердостью.

Термостойкость. Это важнейшее свойство, которое характеризует устойчивость наплавленного металла против образования трещин разгара при многократном повторении циклов нагрев-охлаждение. Как правило, долговечность инструментов для горячей деформирования металлов в первую очередь зависит от этого свойства [1, 7, 8].

Методика испытаний на термостойкость должна предусматривать оптимальные размеры и форму наплавленного образца; температуру и скорости его нагрева и охлаждения, близкие к этим

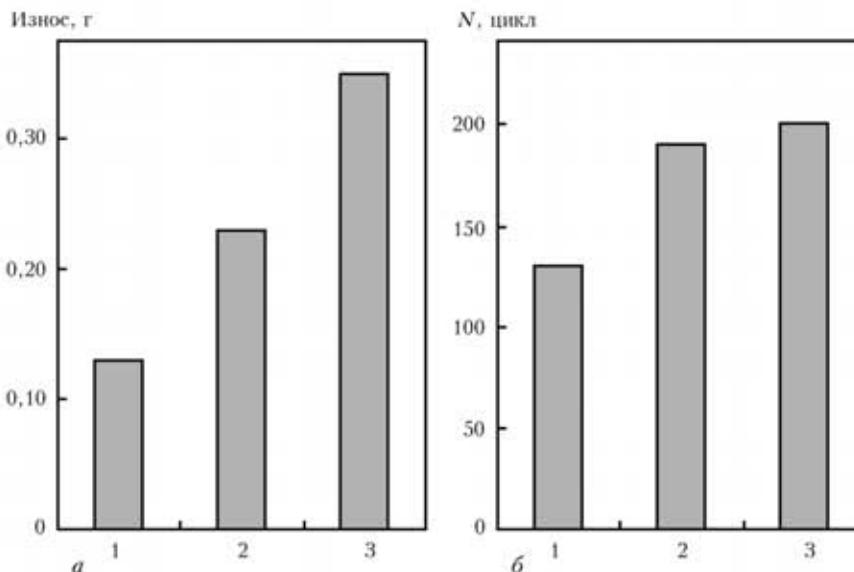


Рис. 3. Износ при трении металла по металлу при повышенных температурах (а) и термостойкость (б) металла, наплавленного различными порошковыми проволоками: 1 — ПП-АН132; 2 — ПП-АН147; 3 — ПП-АН130

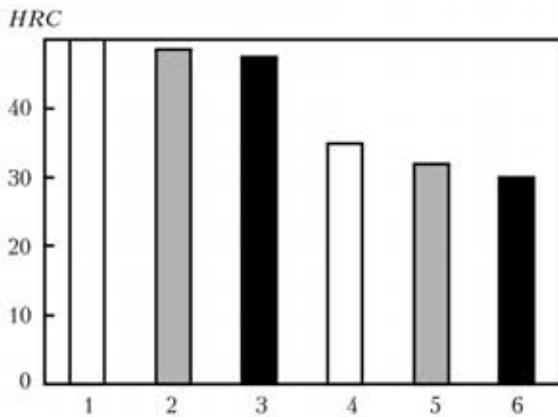


Рис. 4. Твердость металла, наплавленного различными порошковыми проволоками, при температурах 20 (1–3) и 600 °С (4–6): 1, 4 — ПП-АН132; 2, 5 — ПП-АН147; 3, 6 — ПП-АН130

показателям для наплавливаемых деталей и т. д. Для оценки термостойкости материалов, используемых для наплавки инструментов для горячего деформирования металлов, образец должен иметь достаточную массу, чтобы в процессе его поверхностного нагрева был обеспечен градиент температур и напряжений, имитирующий натурные условия.

Испытания на термостойкость наплавленного металла проводили на установке для комплексной оценки свойств наплавленного металла [6]. Для этого из наплавленных заготовок вырезали образцы размером 30×40×40 мм, наплавленную поверхность образцов шлифовали. Образец устанавливали в державку испытательной установки шлифованной поверхностью вверх, которую нагревали газопламенным резаком. Равномерный нагрев получали на пятне нагрева диаметром 15...20 мм. Нагрев продолжали 11 с, охлаждение мощной струей воды — 8 с. После стабилизации условий испытания максимальная температура образца в пятне нагрева составляла 650...700, при охлаждении — 60...80 °С. Термостойкость оценивали по количеству циклов нагрев-охлаждение поверхности наплавленного образца до появления сетки разгара, видимой невооруженным взглядом (рис. 3, б).

Лучшую термостойкость имел металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-АН130, несколько уступал ему металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-АН147. Хуже была термостойкость у металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-АН132.

Как известно [5], на термическую усталость отрицательно влияет структурная неоднородность сталей: присутствие карбидных (интерметаллидных) избыточных фаз, необходимых для повышения тепло- и износостойкости. Термостойкость начинает заметно снижаться, если их количество превышает 10...12 %. По-видимому, этим можно объяснить пониженную термостойкость металла,

наплавленного порошковой проволокой ПП-АН132.

Горячая твердость. В условиях эксплуатации инструмента для горячего деформирования металла большое значение имеет твердость металла при повышенных температурах (горячая твердость). Сопротивляемость износу материала зависит от его противостояния пластической деформации, т. е. твердости при повышенных температурах и способности материала длительно сохранять твердость. Как правило, высоким сопротивлением износу при повышенных температурах характеризуются стали, содержащие молибден, вольфрам, хром, ванадий, при этом исходная твердость при комнатной температуре не имеет большого значения.

Исследована горячая твердость наплавленного металла выбранных типов. Нагрев образцов проводили в специальном индукторе в вакууме, замеры твердости — при нагрузке 1 кг, выдержка под нагрузкой 60 с. Как указывалось в работе [7], температура прокатных валков в очаге деформации составляет 600...650 °С, поэтому горячую твердость наплавленного металла определяли при этой температуре и для сравнения при 20 °С (рис. 4).

Наплавленный металл всех трех типов имеет примерно одинаковую твердость при комнатной температуре. Твердость при высокой температуре различается в большей степени: металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-АН132, имеет твердость на уровне HRC 35; проволокой ПП-АН147 — HRC 32; проволокой ПП-АН130 — HRC 30.

Таким образом, наилучшую теплостойкость, горячую твердость и износостойкость при трении металла по металлу при высоких температурах имеет металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-АН132, однако у него самая низкая термостойкость. Наилучшую термостойкость имеет металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-АН130, хотя по другим эксплуатационным свойствам он уступает двум другим типам наплавленного металла. Металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-АН147, по всем эксплуатационным показателям занимает промежуточное положение.

Выводы

1. Исследования микроструктуры металла, наплавленного порошковыми проволоками ПП-АН130, ПП-АН132 и ПП-АН147, показали, что при имитации термического цикла дуговой наплавки прокатных валков (предварительный подогрев и замедленное охлаждение после наплавки) структура всех трех типов наплавленного металла состоит из мартенсита, бейнита, остаточного аустенита и карбидов в различном соотношении. У всех трех типов наплавленного металла отмечается небольшое увеличение твердости в результате отпуска в

температурном интервале 500...550 °С. Вторичное твердение происходит вследствие распада остаточного аустенита с образованием мартенсита и карбидов, что и ведет к увеличению твердости.

2. Исходя из свойств наплавленного металла, порошковую проволоку ПП-АН130 можно рекомендовать для наплавки валков блюмингов и слябингов и черновых клетей листовых и штрипсовых станов, в которых происходит деформация металла, нагретого до наиболее высоких температур. Порошковую проволоку ПП-АН132 целесообразно использовать для наплавки прокатных валков предчистовых и чистовых клетей, в которых деформация металла идет при относительно невысоких температурах и нет необходимости в высокой термостойкости наплавленного металла, а более существенную роль играют его износостойкость и горячая твердость. Порошковую проволоку ПП-АН147, которая имеет наиболее благоприятное сочетание всех эксплуатационных свойств, можно рекомендовать для на-

плавки тяжело нагруженных валков черновых клетей трубо-и сортопрокатных станов.

1. *Рябцев И. А., Кондратьев И. А.* Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Екотехнологія, 1999. — 62 с.
2. *Кондратьев И. А., Лазаренко Ю. Н.* Опыт применения порошковой проволоки большого диаметра для механизированной наплавки // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавочные материалы. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1978. — С. 12–14.
3. *Повышение срока службы и стойкости прокатных валков методами наплавки / И. И. Фрумин, Г. В. Ксендзык, И. А. Кондратьев, П. В. Гладкий // Черн. металлургия.* — 1986. — Вып. 7. — С. 11–19.
4. *Рябцев И. А., Кусков Ю. М., Кондратьев И. А.* Дуговая и электрошлаковая наплавка валков прокатных станов // Сварщик. — 2004. — № 1. — С. 7–10.
5. *Геллер Ю. А.* Инструментальные стали. — М.: Металлургия, 1983. — 527 с.
6. *Рябцев И. И., Черняк Я. П., Осин В. В.* Блочно-модульная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. — 2004. — № 1. — С. 18–20.
7. *Фрумин И. И.* Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Metallurgizdat, 1961. — 421 с.
8. *Тылкин М. А.* Повышение долговечности деталей металлургического оборудования. — М.: Металлургия, 1971. — 608 с.

Structure and service properties of the deposited metal designed for strengthening and reconditioning of various-purpose rolling rolls have been studied. Metal deposited with PP-AN132 flux-cored wire has the highest heat resistance, hot hardness and wear resistance at metal-on-metal friction at high temperatures; however, it has the lowest thermal stability. Metal deposited with PP-AN130 flux-cored wire has the highest thermal stability, although it is inferior to other materials as to other indices. Metal deposited with PP-AN147 flux-cored wire takes an intermediate position by all the indices.

Поступила в редакцию 18.01.2010

УДК 621.791.75.042

ОБОСНОВАНИЕ СИСТЕМЫ РАСКИСЛЕНИЯ И МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ЭЛЕКТРОДОВ ДЛЯ СВАРКИ И РЕМОНТА МОСТОВЫХ И ТРАНСПОРТНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Академик НАН Украины **И. К. ПОХОДНЯ**,
А. Е. МАРЧЕНКО, И. Р. ЯВДОЩИН, Н. В. СКОРИНА, кандидаты техн. наук,
О. И. ФОЛЬБОРТ, инж. (Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины)

Экспериментально обоснована система раскисления и микролегирования металла шва, выполненного электродами, которые предназначены для сварки и ремонта мостовых и транспортных конструкций. Изложены основные характеристики электродов, разработанных с использованием этой системы.

Ключевые слова: дуговая сварка, конструкционные низколегированные стали, покрытые электроды, сварка и ремонт конструкций, система микролегирования

Вторая общеевропейская конференция по вопросам транспорта в 1994 г. приняла программу развития континентальной транспортной сети, в соответствии с которой создается девять основных трансконтинентальных направлений грузоперевозок, получивших название «кипрские коридоры». Четыре из них пройдут по территории Украины. Занимая на этом пути центральное место в Европе, т. е. имея самый высокий фактор транзитности среди соседних европейских стран, Украина должна стать своеобразным мостом между Европой и Азией, благодаря которому существенно сократятся издержки на перевозки и время доставки продукции в системе международного обмена товарами. Утверждена программа создания и функционирования национальной сети международных транспортных коридоров в Украине [1].

Для осуществления этой программы предстоит модернизировать железные дороги с тем, чтобы

вывести их на уровень современных требований по скорости, длине и массе пропускаемых поездов, построить новые автомагистрали международного класса, соорудить множество мостов, тоннелей, транспортных переходов, а также 26 уникальных транспортно-складских терминалов.

Решение транспортных задач необходимо также в связи с проведением в Украине Европейского чемпионата по футболу в 2012 г. В Киеве и других городах Украины реконструируются городские и окружные автомагистрали, строятся мосты через Днепр, путепроводы и развязки на пересечениях наиболее интенсивных транспортных потоков. С этой целью будут задействованы заводы металлоконструкций, транспортного машиностроения, а также строительно-монтажные организации, интенсивно использующие сварочные технологии. В заводских условиях — это преимущественно механизированные процессы сварки. Однако часть работ, как правило, связанных со сваркой наиболее ответственных узлов конструкций и исправлением дефектов швов, в заводских условиях традиционно выполняют покрытыми электродами. В монтажных условиях для сварки боль-

шей части пространственных швов, которые по техническим причинам механизированными способами не могут быть сварены, обычно используют ручную дуговую сварку покрытыми электродами.

Эксплуатация мостовых и транспортных конструкций, сооруженных ранее, сопровождается текущими и капитальными ремонтами с целью поддержания их в надлежащем состоянии. После ликвидации единого народнохозяйственного комплекса СССР состояние основных фондов ключевых отраслей производства и межотраслевой производственной инфраструктуры в Украине и других странах СНГ постоянно ухудшается.

Для предупреждения возможных техногенных кризисов надзорные органы и созданный по инициативе правительства Украины общественный комитет «2005» в течение ряда лет осуществляют тщательный мониторинг безопасности конструкций, сооружений и машин, имеющих к ним непосредственное отношение. В поле зрения указанного мониторинга находятся железнодорожные и автотранспортные мосты, объекты морского и трубопроводного транспорта, транспортная инфраструктура в виде интер- и мультимодальных, а также терминальных систем, которые ни при каких обстоятельствах не должны стать узкими местами «кипрских коридоров», и др. Все перечисленные объекты создаются, поддерживаются в работоспособном состоянии и ремонтируются с применением сварочных технологий.

Сталь для мостовых и транспортных конструкций. Эволюция химического состава и свойств проката из конструкционных сталей приведена на рис. 1 [2, 3]. Для сооружения и ремонта мостовых и транспортных конструкций используются низколегированные кремнемарганцевые стали марок 09Г2С (класс С345) и 12Г2С (класс С375) по ГОСТ 19281–89, низколегированные (с хромом и никелем) стали марок 10ХСНД и 12ХСНД (класс С390) по ГОСТ 6713–91, среднелегированные (с молибденом) стали марок 14Г2АФ (класс С390), 16Г2АФ (класс С440) и 12ГН2МФАЮ (класс С590) по ГОСТ 19281–89.

В настоящее время металлургическая промышленность из сталей, требования к которым регламентируются межгосударственными стандартами, производит марки 09Г2С и 12Г2С. Производство сталей, относящихся к классам С390, С440, С590, фактически прекращено, поскольку ГОСТ 19281–89 допускал высокое содержание в них вредных примесей, что делало их склонными к хрупкому разрушению.

Стали 15ХСНД и 10ХСНД оказались слишком дорогими. К тому же выяснилось, что по чистоте, эксплуатационным свойствам и свариваемости они уже не соответствуют современным требованиям мостостроителей. В связи с этим потребление сталей этих марок к началу 1990-х годов резко сократилось, прокат из них в Украине сейчас производится в ограниченном объеме. В РФ их продолжают использовать в мостостроении. Конструкции, ранее сооруженные из указанных сталей, эксплуатируются по-прежнему и с этим следует считаться при выборе сварочных материалов для их ремонта.

Заводы Юга Украины наладили производство других марок сталей этого класса по своим техническим условиям. Мариупольский институт конструкционных материалов «Прометей» разработал ниобийсодержащие стали марок 06ГБ и 06Г2Б, которые соответствуют требованиям классов прочности С355–С490. Их производят в соответствии с ТУ У 14-16-150-99 и поставляют в виде листов толщиной от 8 до 50 мм. При этом разные режимы термообработки проката обеспечивают четыре уровня его прочности ($\sigma_B \geq 450, 490, 540$ и 590 МПа соответственно $\sigma_T \geq 355, 440, 440$ и 490 МПа) при практически одинаковых показателях пластичности и ударной вязкости. Гарантируются также требуемые Z-свойства и сплошность на уровне класса 0.

Сталь марки 09Г2СЮч поставляется согласно ТУ У 322-16-127-97 в листах толщиной от 8 до 40 мм, ее механические свойства в зависимости от толщины листа и способов термообработки обеспечиваются в сле-

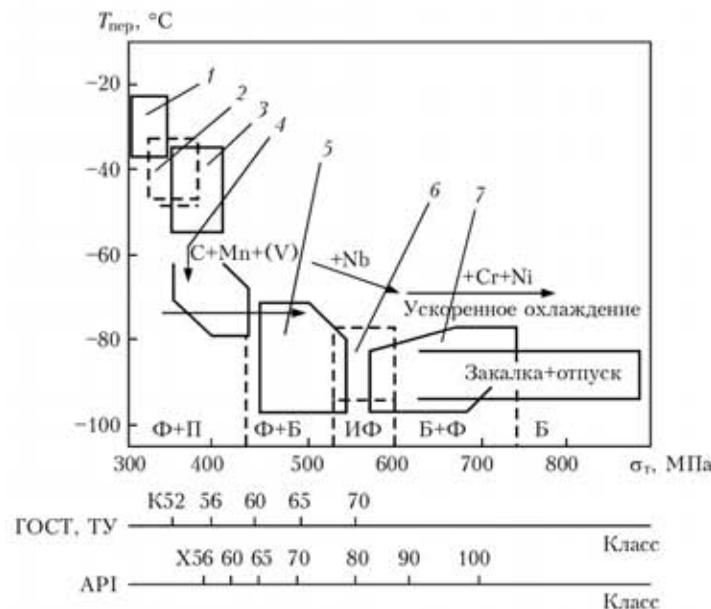


Рис. 1. Эволюция свойств проката из конструкционных сталей в зависимости от химического состава и технологии его производства: 1 — сталь Ст3 (1950-е гг.); 2 — сталь Ст3 + Ti (1960-е гг.); 3 — сталь 09Г2 (1960-е гг.); 4 — сталь 13Г1 + (Si, Ti) (1965–1970 гг.); 5 — сталь 10Г2 + (V, Nb, Ti) (1970-е гг.); 6 — сталь 09Г2 + (Nb, Ti, V) (1980-е гг.); 7 — сталь 09Г2 + (Cr, Ni, V, Nb); Ф — феррит; Б — бейнит; ИФ — игольчатый феррит

дующих пределах: $\sigma_T = 325...450$ МПа; $\sigma_B = 480...570$ МПа; $\delta_5 = 19\%$; $KCU \geq 29$ Дж/см² и $KCV \geq 29$ Дж/см² при температуре $-40...-70$ °С.

Указанные марки стали отличаются разной свариваемостью. Наименьшее значение углеродного эквивалента, рассчитанного по формуле МИСа, имеет сталь 06Г2Б, а наибольшее — стали 09Г2СЮч и 10ХСНД. При использовании последней для производства сварных конструкций действительно возникают технологические проблемы, которые отмечают авторы работы [4]. При сварке стали 06Г2Б можно ожидать проблемы со свариваемостью, связанные с наличием в ней ниобия. Изложенные соображения подтверждают результаты исследований свариваемости сталей 10ХСНД и 09Г2СЮч в сравнении с молибденсодержащей сталью марки 06Г2Б [5]. Установлено, что наиболее высокой сопротивляемостью замедленному разрушению характеризуется сталь марки 06Г2Б. В остальных двух марках сталей нужный показатель сопротивляемости замедленному разрушению обеспечивается только при концентрации водорода в наплавленном металле, не превышающем 7 мл/100 г. На повышение концентрации водорода сильнее реагирует сталь 10ХСНД. На основании результатов проведенных исследований сталь марки 09Г2Б рекомендована для применения в мостостроении [6].

Изготовление транспортных конструкций традиционно ориентируется на использование проката из низколегированных сталей марок 09Г2С толщиной не более 20 мм.

Сварочные электроды. Мостовые и транспортные сварные конструкции работают в весьма неблагоприятных эксплуатационных (ударные, динамические и вибрационные нагрузки, атмосферная коррозия) и климатических условиях (отрицательные температуры зимой достигают в Украине -40 °С, а за ее пределами — еще ниже). Их аварийный выход из строя может привести к существенным техническим, экономическим и экологическим издержкам. Следовательно, качество швов и надежность сварных соединений должны соответствовать достаточно высоким требованиям.

В соответствии с нормативной документацией для сооружения и ремонта мостовых и транспортных конструкций рекомендуются электроды низководородного класса типа Э42А и Э50А (ГОСТ 9467–75). Во избежание технологических дефектов сварка должна выполняться электродами, имеющими высокие сварочно-технологические свойства.

В российских нормативных документах предусматривается применение электродов УОНИ-13/45 и УОНИ-13/55, а также электродов марок МТГ, первоначально разработанных для строительства трубопроводов. Их производство по лицензиям европейских фирм освоено Сычевским

Таблица 1. Сварочные материалы для ручной дуговой сварки мостовых конструкций [7]

Марка стали (класс прочности)	Тип и марка электродов для ручной дуговой сварки
<i>Тавровые, угловые и нахлесточные соединения</i>	
15ХСНД 15ХСНДА 09Г2СД 12Г2СБД (345)	Э46А — УОНИИ-13/45 Э50А — УОНИИ-13/55 Э50А — МТГ-02
10ХСНД 10ХСНДА (390)	Э46А — УОНИИ-13/45 Э50А — УОНИИ-13/55 Э50А — МТГ-02
<i>Стыковые соединения</i>	
15ХСНД 15ХСНДА 09Г2СД (345)	Э50А УОНИИ-13/55 МТГ-01К МТГ-02 МТГ-03

электродным заводом (РФ). Типы и марки электродов приведены в табл. 1.

В отечественной практике для сварки мостовых и транспортных конструкций из углеродистых и низколегированных сталей главным образом применяются электроды УОНИ-13/45 и УОНИ-13/55, разработанные 70 лет тому назад и уже не отвечающие современным требованиям. Основные недостатки электродов типа УОНИ-13:

- нестабильность механических свойств металла шва, главным образом ударной вязкости при низких температурах. Порог хладноломкости металла швов, выполненных этими электродами, составляет от -30 до -40 °С;
- невысокие сварочно-технологические свойства (швы формируются с усилением, плохая отделимость шлаковой корки, повышенное разбрызгивание, возможность выполнения сварки только на постоянном токе);
- низкая технологичность при изготовлении, проявляющаяся в склонности обмазочной массы к затвердению и неравномерному истечению из головки электродаобмазочного пресса при нанесении покрытия на стержень;
- повышенная гигроскопичность покрытия.

При разработке новых электродов для сварки мостовых и транспортных конструкций была поставлена задача исключить недостатки, свойственные электродам типа УОНИ-13. Одна из главных задач — обеспечение высокой ударной вязкости металла швов при отрицательных температурах, вплоть до -60 °С.

Выбор и экспериментальное обоснование системы раскисления металла шва. В покрытиях большинства марок низководородных электродов используется газо- и шлакообразующая система $\text{CaCO}_3\text{-CaF}_2\text{-SiO}_2\text{-TiO}_2$, в которой сварочно-техно-

логические свойства электродов и эффективность защиты расплавленного металла регулируются соотношением $\text{CaCO}_3/\text{CaF}_2$ и толщиной покрытия.

Отечественные разработки низководородных электродов типа Э42А и Э50А по ГОСТ 9467–75 традиционно ориентированы на комплексную систему раскисления металла шва марганцем, кремнием, титаном и алюминием, который содержится в виде сопутствующего элемента в ферротитане (до 8 %). Титан и частично алюминий, отличающиеся большим сродством к кислороду, в комбинации с марганцем и кремнием должны, по мнению разработчиков электродов, обеспечить высокие механические свойства вследствие глубокого раскисления металла шва, а также его благоприятный структурно-фазовый состав, который формируется в условиях термического цикла сварки.

Известно, что в низколегированных швах структура металла шва включает феррит различной морфологии (аллотриоморфный в виде прослоек по границам бывших аустенитных зерен, полигональный, пластинчатый, игольчатый и речный) с участками второй фазы, которая состоит из карбидов, мартенсита, бейнита, остаточного аустенита или их смеси [8–10].

Границы разориентированных отдельных пластинок и реек феррита являются малоугловыми. Мелкие же и равномерно распределенные в пределах каждого зерна структурные элементы игольчатого феррита образуют высокоугловые границы, более благоприятные с точки зрения стойкости против хрупкого разрушения [10–12]. В такой структуре трещина в ходе разрушения вынуждена чаще менять направление продвижения, при этом сопротивляемость разрушению существенно возрастает. По этой причине металл швов, в структуре которых преобладает игольчатый феррит, характеризуется более высокими показателями ударной вязкости, в том числе при низкой температуре.

Высокая хладостойкость металла шва достигается, если образующаяся одновременно с игольчатым ферритом вторая фаза имеет не хрупкую, а пластичную природу.

Влияние легирующих элементов на структуру и свойства металла швов объясняется следующим образом. Марганец обеспечивает высокие показатели прочности и ударной вязкости швов. Оптимальным является содержание марганца 1,4...1,6 мас. % [13–15]. При этом в структуре металла шва достигается наибольший выход игольчатого феррита.

С возрастанием содержания кремния от 0,2 до 0,9 мас. % объемная доля игольчатого феррита в наплавленном металле также возрастает. Но при этом увеличивается количество и ухудшается морфология второй фазы — цементитные пленки и островки бейнита и перлита замещаются мартен-

ситом и аустенитом [16], что приводит к снижению уровня ударной вязкости. Оптимальные показатели ударной вязкости металла, раскисленного кремнием и марганцем, обеспечиваются при содержании марганца 1,4...1,6 мас. % и кремния 0,2...0,4 мас. %.

Влияние титана на структуру и механические свойства металла швов рассмотрено в работах [17–19] и др. Их авторы отмечают положительное влияние титана на ударную вязкость металла шва, сваренного с использованием низководородных электродов. Однако называемое разными авторами оптимальное содержание титана в металле шва колеблется в довольно широких пределах в зависимости от наличия и соотношения других легирующих элементов. При этом не ясно, почему титан не всегда обеспечивает ожидаемую высокую вязкость швов, выполненных с использованием электродов УОНИ-13, и, как правило, не обеспечивает ее, если сварка ведется электродами с покрытием, существенно отличающимся по соотношению основных шлакообразующих материалов от электродов типа УОНИ-13.

Большая часть цитированных выше результатов металловедческих исследований была получена в условиях металлургических сварочных систем, надежно «закрытых» от окружающего воздуха. В покрытии электродов, которые применяли в исследованиях, как правило, использовали идеальные раскислители (титан вместо ферротитана, металлический марганец вместо ферромарганца), которые в реальных производственных условиях не встречаются. Из публикаций трудно уяснить, насколько высока степень робастности найденного баланса микролегирующих элементов по отношению к изменению вещественного состава покрытия, включая его способность эффективно защитить расплавленный металл от окружающего воздуха.

Авторами выполнены экспериментальные исследования системы раскисления и микролегирования металла шва на основе марганца, кремния и титана в покрытии низководородных электродов, предназначенных для сварки мостовых и транспортных конструкций. С этой целью изготовлены и испытаны опытные электроды, основу покрытий которых составляли мрамор, плавленый шпат, рутил (или кварцевый песок). Общее содержание главных газошлакообразующих (CaCO_3 и CaF_2) и металлических составляющих покрытий (ферросплавы с железным порошком), а также соотношение между ними приведены в табл. 2.

Раскислителями служили ферросплавы промышленного изготовления: электропечной среднеуглеродистый ферромарганец (88 мас. % Mn), ферросилиций (гранулированный с 15 мас. % Si, или кусковой с 45 мас. % Si), а также ферротитан (35 мас. % Ti, 5 мас. % Si и 8 мас. % Al). Суммар-

Таблица 2. Основа покрытий, размерные и технологические показатели опытных электродов

Серия электродов	Массовая доля в покрытии, %				Показатели электродов			
	CaCO ₃	CaF ₂	CaCO ₃ /CaF ₂	Металлические составляющие	D/d	K _{м.п.} %	K _{ш.з.} %	τ _{к.з.} мс
2М	51,0	18,0	3/1	22...24	1,50	35	25	7,5
3М	51,0	18,0	3/1	24...28	1,50	—	—	—
2Т	26,0	26,0	1/1	35...46	1,55...1,60	45	22	14,5
3Т	26,0	26,0	1/1	39...46	1,55...1,60	—	—	—
R	26,5	22,5	1,2/1	44...46	1,65	55	25	10,5

Примечание. K_{м.п.} — коэффициент массы покрытия; K_{ш.з.} — коэффициент шлаковой защиты; τ_{к.з.} — длительность коротких замыканий.

ная массовая доля ферросплавов и железного порошка в покрытии изменялась от 22 до 44 %.

Долю ферросплавов, рутила или кварцевого песка в покрытии электродов серий 2М, 3М, 2Т и 3Т регулировали таким образом, чтобы при планируемом повышении содержания титана в наплавленном металле по возможности не изменялось содержание марганца и кремния в пределах каждой серии электродов. В то же время долю ферромарганца в покрытии электродов серии 3М и 3Т преднамеренно задавали большей, чем в сериях 2М и 2Т.

В составе покрытий электродов серии R долю ферросплавов в покрытии рассчитали методом активного планирования эксперимента с использованием D-оптимального плана.

Железный порошок во всех сериях опытных электродов использовали в качестве балансового компенсатора. Диаметр электродов составлял 4 мм. Другие размерные и технологические показатели электродов приведены в табл. 2, а химический состав наплавленного металла — в табл. 3.

Как следует из табл. 2 и 3, в покрытиях серий М воспроизведена газшлакообразующая основа, размерные и технологические показатели покрытия электродов УОНИ-13. В них соотношение CaCO₃/CaF₂ составляет 3/1, поэтому имеют место высокий окислительный потенциал, достаточно эффективная защита расплавленного металла от воздуха и мелкокапельный перенос электродного металла. В покрытии электродов серии Т моделируются аналогичные показатели электро-

дов АНО-7, «Garant», а также многих марок электродов фирм ESAB, «Tyssen» и др. В их покрытии соотношение CaCO₃/CaF₂ составляет 1/1, в связи с чем его окислительный потенциал существенно меньше, а защитная способность металла от воздуха исходя из содержания в нем азота ниже. Перенос электродного металла крупнокапельный. В покрытии электродов серии R соотношение CaCO₃/CaF₂ составляет 1,2/1. В сравнении с электродами серии Т их металлургические и технологические характеристики существенно улучшены, а защитная функция покрытия находится на высоком уровне вследствие большей его толщины.

Содержание титана в наплавленном металле изменялось от 0 до 700 млн⁻¹, кислорода — от 240 до 530 млн⁻¹, азота — от 70 до 360 млн⁻¹ (табл. 3), т. е. кислород и азот наряду с марганцем, кремнием и титаном должны рассматриваться как элементы, активно влияющие на механические свойства, в том числе на пластичность металла шва.

Показатели прочности (σ_т и σ_в), а также пластичности (δ и KCV₇) металла многослойного шва исследовали на низкоуглеродистой стали толщиной 18 мм. Ниже анализируются лишь показатели KCV₊₂₀, полученные при испытании образцов с надрезом, который проходит через все слои шва.

Общие границы изменения содержания кислорода и азота иллюстрируются на рис. 2. Из рисунка видно, что массовая доля азота имеет тот же порядок значений, что и равновесная концентрация азота в железе, содержащем титан и кисло-

Таблица 3. Химический состав металла, наплавленного опытными электродами

Серия электродов	C	Mn	Si	O	N	Ti
2М	0,05...0,07	0,67...0,84	0,20...0,32	370...530	110...160	0...330
3М	0,07...0,09	1,38...1,73	0,37...0,52	280...500	110...150	0...420
2Т	0,04...0,06	0,87...1,32	0,28...0,41	270...390	130...360	10...640
3Т	0,06...0,07	1,17...1,34	0,33...0,42	260...320	130...240	20...700
R	0,04...0,06	0,75...1,75	0,25...0,90	240...360	70...130	80...520

Примечание. Содержание C, Mn, Si дано в мас. %, содержание остальных элементов — в млн⁻¹.

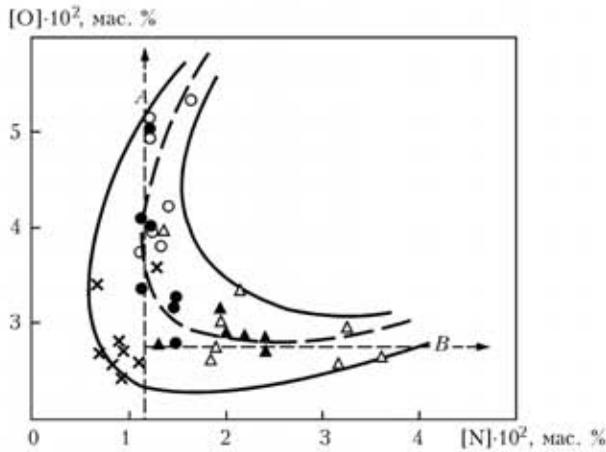


Рис. 2. Сравнение содержания кислорода и азота в металле, наплавленном опытными электродами, с покрытиями серий 2М (○), 3М (●), 2Т (Δ), 3Т (▲) и R (×)

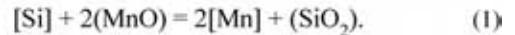
род. Однако в отличие от равновесной концентрации она, как показали наши анализы, не уменьшается, а возрастает по мере увеличения содержания титана в шве. Это косвенно подтверждает, что источником азота является воздух, из которого он поглощается титаном. Массовая доля кислорода на порядок превышает равновесную концентрацию кислорода в железе, раскисленном титаном, что характерно для металла, наплавленного дуговой сваркой плавлением. Основным источником кислорода при этом являются не успевшие удалиться в шлак неметаллические включения, которые образуются на стадии кристаллизации сварочной ванны. Точки, расположенные вдоль вертикали *A* на рис. 2, отражают результаты, полученные преимущественно при использовании электродов серий М ($[O]_{var}$ при $[N] = const$), а вдоль горизонтали *B* — результаты, полученные преимущественно при использовании электродов серий Т ($[N]_{var}$ при $[O] = const$). Приведенные данные подтверждают разную окислительную и защитную способность покрытий сравниваемых опытных серий электродов. Электроды серии R обеспечивают низкое содержание и кислорода, и азота в наплавленном металле, т. е. отличаются невысокой окислительной способностью покрытия (как у электродов серий Т) при его достаточно эффективной защитной способности от воздуха (как у электродов серий М).

Металл, наплавленный опытными электродами, по химическому составу можно отнести к системе Fe–Mn–Si–Ti–O–N. При этом титан является раскислителем, как кремний и марганец, и одновременно нитридообразующим элементом. В зависимости от условий защиты электродного металла от воздуха часть титана может быть связана в нитриды, другая — в оксиды.

Последствия указанной раздвоенности роли титана при анализе результатов KCV_{+20} нам удалось

выявить путем использования следующих приемов обработки экспериментальных результатов.

В основе системы раскисления сварных швов кремнием и марганцем лежит химическая реакция



Равновесное содержание кислорода в наплавленном металле можно рассчитать по уравнению [20, 21]

$$[O] = K_{Si-Mn} ([Mn] \cdot [Si])^{-0,25}. \quad (2)$$

Температурная зависимость константы равновесия химической реакции (1) имеет вид

$$\lg K_{Si-Mn} = -\frac{15518}{T} + 6,01. \quad (3)$$

Параметр раскисления $([Mn] \cdot [Si])^{-0,25}$ является комплексным, поскольку отражает влияние общего содержания марганца и кремния, а также их соотношения на остаточный кислород в наплавленном металле, который находится в виде неметаллических включений, образовавшихся на стадии охлаждения и кристаллизации сварочной ванны. Небольшое значение отрицательной экспоненты в параметре раскисления означает, что контроль кислорода в металле путем изменения содержания в нем марганца и кремния весьма ограничен по сравнению, например, с режимными параметрами сварки, а также свидетельствует о наличии других раскислителей и пр. Тем не менее он дает возможность оценить ту составляющую содержания кислорода, которая обусловлена комплексным раскислением металла шва кремнием и марганцем. Представив полученные нами результаты KCV_{+20} в зависимости от параметра раскисления, мы тем самым связываем их с содержанием кислорода, оставшегося в шве в результате реакции (1), а всю выявленную при этом картину считаем следствием действия других факторов (к примеру, титана, кислорода, не участвующих в реакции (1), и азота).

Система Fe–Ti–O–N, к которой приходим в результате исключения кислорода, который остается в наплавленном металле после раскисления его кремнием и марганцем, описывается тремя уравнениями:

$$Ti_xO_y(\tau) = x[Ti] + y[O]; \quad (4)$$

$$TiN(\tau) = [Ti] + [N]; \quad (5)$$

$$xTiN(\tau) + y[O] = Ti_xO_y(\tau) + x[N], \quad (6)$$

где τ — твердое состояние ингредиента [22, 23]. Заметим, что уравнение (6) получаем путем вычитания (5) из (4).

Для описания условий образования (разложения) нитрида в сплавах железа, содержащих, как в нашем случае, меньше 0,05 % титана, используют уравнения (4) и (6), которые характеризуют сродство титана и его нитрида к кислороду. Уравнение (6) в явном виде отражает связь между равновесными концентрациями азота и кислорода в железе в присутствии титана. С учетом очень низкой концентрации названных компонентов в термодинамических расчетах констант используют их концентрацию вместо активности, а зависимость констант от температуры, исходя из выявленной в экспериментах формы образующегося оксида Ti_2O_3 , предложено оценивать по уравнениям [22, 23]:

$$\lg K_4 = -\frac{55200}{T} + 16,4; \quad (7)$$

$$\lg K_5 = -\frac{19000}{T} + 6,48; \quad (8)$$

$$\lg K_6 = \lg [N]^x/[O]^y = \frac{14200}{T} - 3,44. \quad (9)$$

Уравнение (6) свидетельствует о том, что в расплавах, надежно защищенных от воздуха, TiN, как и титан в реакции (4), может являться раскислителем жидкой стали. Соотношение же $[N]^x/[O]^y$ по существу представляет собой константу равновесия реакции (6), зависящую от общей концентрации азота и кислорода и стехиометрических коэффициентов, которые в свою очередь определяются составом образующихся оксидов титана (TiO_2 , Ti_2O_3 или TiO) в зависимости от условий раскисления, а также от того, какой вклад в этот процесс наряду с титаном вносят марганец, а также кремний и алюминий, находящиеся в ферротитане.

Наконец, при рассмотрении системы Fe-Ti-O-N нами был использован коэффициент несбалансированности азота титаном B_N . Его значения рассчитываются по фактическому составу наплавленного металла как доля азота, не связанного в нитриды титана, по формуле [24, 25]

$$B_N = 14/48[Ti] - [N]. \quad (10)$$

При этом алюминий не учитывали, поскольку он является более слабым нитридообразователем, чем титан, и в большей степени защищает его от окисления, чем от взаимодействия с азотом.

Из рис. 3, а следует, что значения ударной вязкости в зависимости от параметра раскисления можно распределить по трем группам. Для групп серий V1 и V2, в которые попали результаты, полученные при испытании электродов серий 3М, 2Т и 3Т (на рис. 2 преимущественно расположены соответственно вдоль вертикали А и горизонтали В), ударная вязкость металла шва изменяется в силу каких-то причин, не связанных с параметром раскисления ($[Mn] \cdot [Si]^{-0,25}$), а следовательно, и

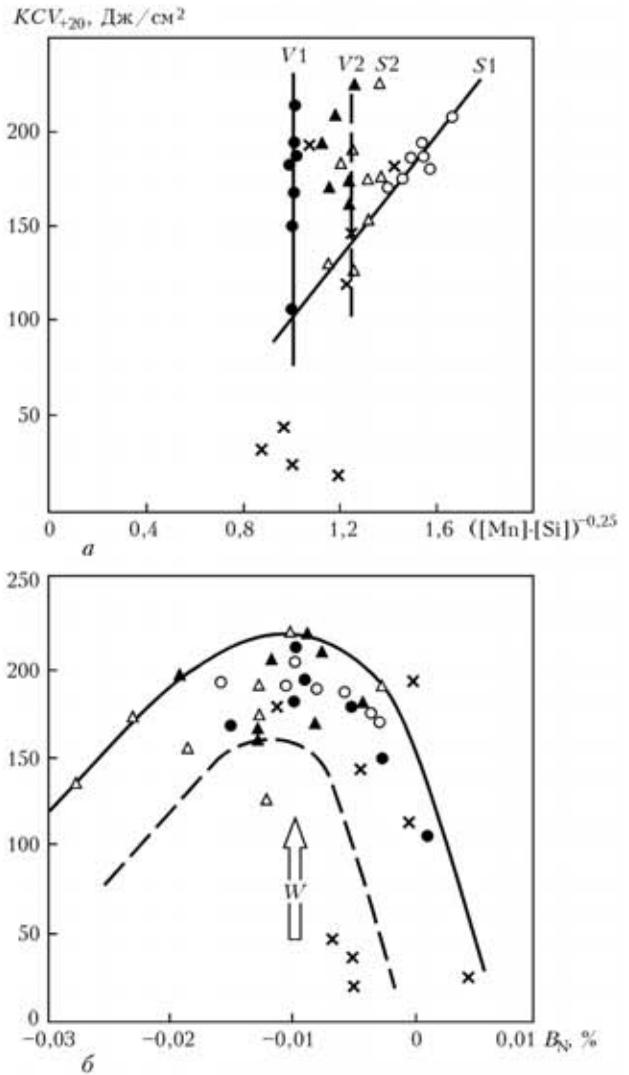


Рис. 3. Зависимость KCV_{+20} от параметра комплексного раскисления наплавленного металла марганцем и кремнием, $([Mn] \cdot [Si])^{-0,25}$ (а) и от показателя несбалансированности содержания титана и азота в наплавленном металле B_N (б): ○ — электроды серии 2М; ● — 3М; △ — 2Т; ▲ — 3Т; × — R

с кислородом марганцевых силикатов, содержание которых для каждой из этих групп, как и планировалось при постановке экспериментов, является постоянным. Указанные причины изменения ударной вязкости анализируются ниже. Для группы S1, в которую вошли преимущественно результаты, полученные при испытании электродов серий 2М и 2Т, ударная вязкость шва возрастает по мере увеличения параметра раскисления, а значит, при возрастании массовой доли кислорода, связанного в марганцевые силикаты. Причины такой зависимости в настоящей публикации не рассматриваются.

Приведенные на рис. 3 значения ударной вязкости шва в зависимости от коэффициента несбалансированности азота титаном образуют экстремальную область с максимумом при $B_N \approx -0,01$ %. Слева от максимума KCV_{+20} ее понижение следует

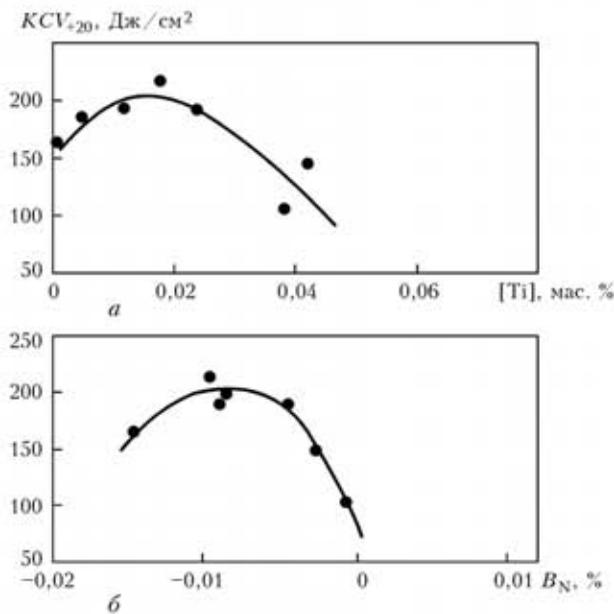


Рис. 4. Зависимость KCV_{+20} от содержания титана (а) и B_N (б) в металле шва, выполненного с использованием электродов серии опытов I1

считать следствием увеличения массовой доли азота в металле шва, не связанного в нитриды титана, а справа — массовой доли избыточного титана, который не связан в нитриды. Изменение ударной вязкости шва в области максимума достигает полутора кратной величины. Причины этого не связаны с балансом Ti–N, описываемым уравнением (10). Они также будут рассмотрены ниже.

Результаты опытов серии I1, казалось бы, можно объяснить, полностью исключив из рассмотрения влияние азота на ударную вязкость вследствие его низкого содержания. Раскисление металла шва титаном осуществляется по реакции (4), т. е. достаточно принять во внимание влияние на KCV_{+20} изменения концентрации титана и кислорода, оставшегося в металле шва в квазиравновесии с кремнием и марганцем. Как следует из литературных данных, при оптимальном соотношении титана и кислорода должны образовываться неметаллические включения, которые облегчают зарождение и обеспечивают наибольший выход игольчатого феррита — структурной сос-

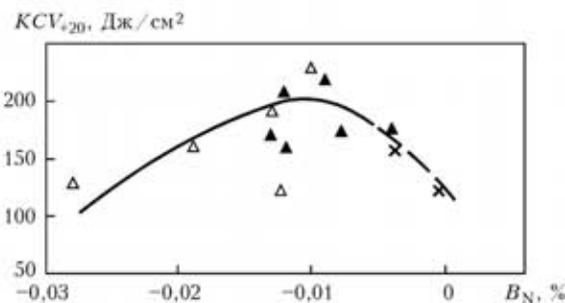


Рис. 5. Зависимость KCV_{+20} от B_N в металле швов, выполненных с использованием электродов серии опытов I2

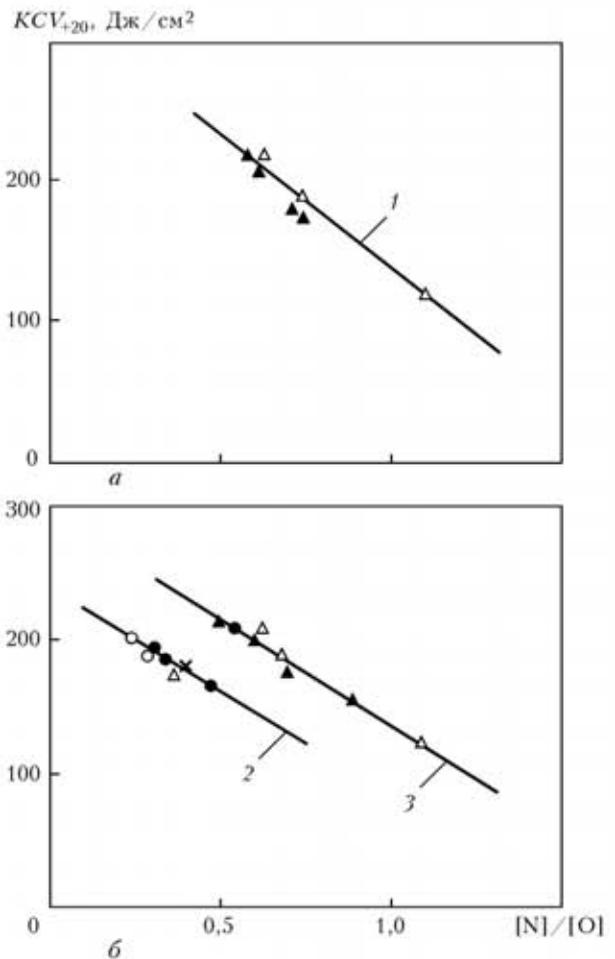


Рис. 6. Кривая $KCV_{+20} = f([N]/[O])$, полученная в серии опытов I2 (а) и W (б): 1 — $B_N = 0,0105$ %; 2 — $[N]_{ср} = 0,013$ %; $[O] = 0,04$ %; 3 — $[N]_{ср} = 0,02$ %; $[O]_{ср} = 0,03$ %

тавляющей, ответственной за высокую ударную вязкость низколегированного шва. Из рис. 4, а следует, что максимальная KCV_{+20} имеет место при 0,018...0,020 мас. % Ti, что хорошо согласуется с данными, опубликованными другими авторами. Этот оптимум реализуется во всех современных разработках электродов, близких по составу покрытия к электродам УОНИ-13/55. Справа от максимума KCV_{+20} влияние этого благоприятного фактора, видимо, подавляется, помимо всего, еще и слишком большим упрочнением металла, вызванного титаном.

В то же время показатель несбалансированности B_N тоже можно использовать как аргумент для представления результатов опытов серии I1 (рис. 4, б), поскольку при столь низкой концентрации азота B_N эквивалентен содержанию титана в наплавленном металле, не связанного в нитриды.

Труднее по этой же схеме интерпретировать результаты, составляющие серию I2, которая представлена сериями электродов 2Т и 3Т, поскольку титан выступает здесь преимущественно как нитридообразователь. Из рис. 5 можно видеть, что экстремальный характер изменения ударной вязкости

Таблица 4. Механические свойства металла шва и наплавленного металла, полученные при использовании разработанных электродов

Диаметр электрода, мм	Сталь		σ_y , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	KCV (Дж/см ²) при температуре, °С			
	Марка	δ , мм				20	-20	-40	-60
3	Ст3*	20	584	641	23	160	95	53	35
4	Ст3*	20	510	579	28	180	175	170	55
5	Ст3*	20	494	581	26	168	150	112	42
4	09Г2С	14	477	593	28	200	133	70	35
4	09Г2	14	513	606	27	187	133	113	98

* Наплавленный металл (вариант А по ГОСТ 9466-75), остальные образцы — металл шва (вариант В по ГОСТ 9466-75).

имеет место, когда ее представить в зависимости от B_N . При этом в максимуме, как и на рис. 3, б, наблюдается существенное изменение KCV_{+20} при $B_N \approx \text{const}$, причина этого пока неясна.

Положим, что в серии опытов $V2$ процесс раскисления металла шва осуществляется по реакции (6). Представим результаты KCV_{+20} , рассеянные в максимуме на рис. 5, в зависимости от соотношения $[N]/[O]$, которое является частным случаем константы равновесия химической реакции (6), когда стехиометрические коэффициенты приняты равными $x = y = 1$, поскольку действительный вид продуктов раскисления нам неизвестен. Как следует из рис. 6, а, зависимость $KCV_{+20} = f([N]/[O])$ описывается наклонной прямой, показывающей, что в случае недостаточной защиты расплавленного металла от окружающего воздуха, которое имеет место при использовании электродов серий 2Т и 3Т, включение титана в реакцию нитридообразования приводит к существенному ухудшению ударной вязкости металла шва. Наибольшее же значение KCV_{+20} имеет место в тех случаях, когда такая реакция исключена.

На рис. 6, б в такой же интерпретации изложены результаты опытов серии W , рассеянные в максимуме $KCV_{+20} = f(B_N)$ на рис. 3, б при $B_N \approx -0,01$. Видно, что значения KCV_{+20} распределе-

лись по двум уровням, каждому из которых соответствует свое содержание кислорода и азота. Хотя сравниваются разные по металлургической природе электроды, прямые параллельны друг другу и имеют наклон, одинаковый с кривой на рис. 5, когда концентрация кислорода в наплавленном металле сохранялась постоянной. Приведенные данные показывают, что изменение KCV_{+20} в максимуме на рис. 3, как и на рис. 5, также вызвано возрастанием соотношения $[N]/[O]$.

И оксиды, и нитриды титана, образующиеся на стадии кристаллизации сварочной ванны, рассматриваются в ряде литературных источников как центры зарождения игольчатого феррита при γ - α -превращении в процессе охлаждения металла шва. Приведенные результаты показали, что нитриды титана такими нуклеантами игольчатого феррита вряд ли могут быть. Образующиеся на последних стадиях кристаллизации нитриды титана, как свидетельствуют результаты ряда публикаций, высаживаются (в частности, как и сульфиды) на поверхность оксидных титановых включений и подавляют их способность стать центрами образования игольчатого феррита. Эта точка зрения кажется весьма правдоподобной, хотя и нуждается в более тщательном обосновании.

Поглощение влаги, %

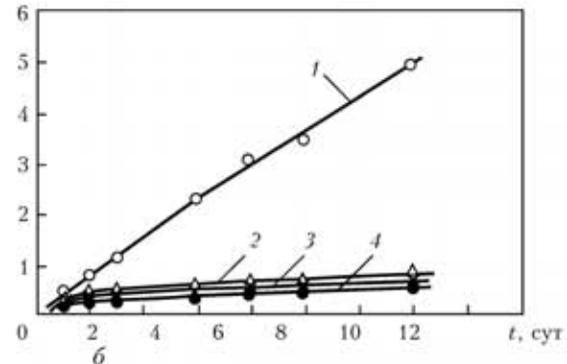
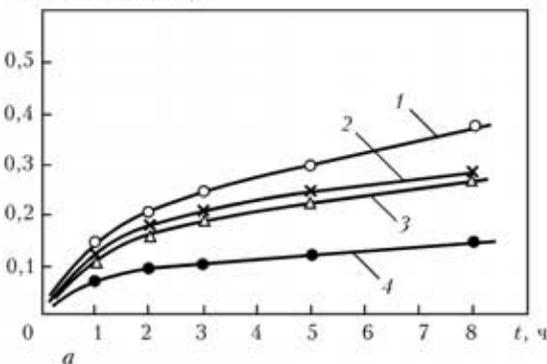


Рис. 7. Кинетика сорбции атмосферной влаги покрытием опытных электродов, полученная при продолжительности наблюдения t в течение часов (а) и суток (б) без добавок (1), с различными технологическими противогигросорбционными добавками (2-4)

Таким образом, основываясь на полученных нами результатах, следует полагать, что благоприятную роль титана в повышении ударной вязкости металла шва, полученного с применением низководородных электродов, можно усилить, улучшив эффективность защиты расплавленного металла от воздуха, например, путем увеличения толщины покрытия.

В условиях эффективной защиты можно повысить указанную роль титана, используя его в паре с бором. Находясь в металле в концентрации, на порядок меньшей, чем титан, бор сосредотачивается по границам аустенитных зерен и, по мнению некоторых специалистов, блокирует механизм зарождения зернограничного феррита, создавая тем самым условия для повышения выхода игольчатого феррита на оксититановых включениях внутри зерна. Как показали наши исследования, это приводит к существенному повышению ударной вязкости не только при комнатной, но и отрицательной температуре вплоть до $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ [26].

Основные характеристики разработанных электродов. Для достижения хороших сварочно-технологических свойств электродов использована шлакообразующая система покрытия из мрамора, флюорита, рутила и полевого шпата (соотношение $\text{CaCO}_3/\text{CaF}_2 \approx 1:1$). Эта система обеспечивает хорошее формирование металла шва, легкую отделимость шлаковой корки, незначительное разбрызгивание металла.

Выбрана система микролегирования $\text{Ti} + \text{B}$ (содержание Ti составляет $250\text{--}350\text{ млн}^{-1}$, B — $40\text{--}60\text{ млн}^{-1}$) при оптимальном содержании Mn $1,2\text{--}1,6\text{ мас. } \%$ и Si $0,2\text{--}0,4\text{ мас. } \%$, что обеспечивает достаточно высокую хладостойкость металла шва. Относительно высокая основность газшлаковой системы покрытия, а также применение комплексного раскисления и легирования электродного металла (Mn-Si-Ti) уменьшают переход вредных примесей серы и фосфора из покрытия в металл шва.

Благодаря уменьшению содержанию мрамора в покрытии ($51\% \text{ CaCO}_3$ в УОНИ-13 и $28\text{ мас. } \%$ CaCO_3 в новом электроде) удалось улучшить технологические свойства обмазочных масс вследствие ослабления протекания процесса взаимодействия мрамора с жидким стеклом и затвердевания обмазочной массы в головке пресса.

Механические свойства наплавленного металла и металла шва, полученные при использовании разработанных электродов, приведены в табл. 4.

На рис. 7 сравнивается гигросорбционная стойкость покрытия электродов с технологическими противогигросорбционными добавками и покрытия без технологической добавки. Видно, что под влиянием технологических добавок стойкость покрытий против поглощения атмосферной влаги возрастает до уровня, который предъявляется к

электродам с индексом высокой гигросорбционной стойкости покрытия (HMR).

Выводы

1. При сварке покрытыми электродами зона сварки не столь надежно защищена от окружающего воздуха, как при использовании других сварочных материалов. В этих условиях титан проявляет свойства не только раскислителя (как марганец и кремний), но и нитридообразователя. Такое «раздвоение» роли титана не позволяет в полной мере использовать его в качестве микролегирующего элемента для эффективного регулирования ударной вязкости металла шва.

2. Путем анализа литературных источников и результатов собственных исследований предложены условия использования системы легирования Mn-Si-Ti и микролегирования металла шва, выполненного низководородными электродами с различной газшлаковой основой покрытия, которые способствуют повышению ударной вязкости металла шва. Установлено, что этого можно достигнуть путем повышения эффективности защиты зоны сварки от воздуха за счет увеличения соотношения $\text{CaCO}_3/\text{CaF}_2$ в покрытии и его толщины. В результате уменьшается вероятность образования нитридов титана с азотом, попадающим в зону сварки из окружающего воздуха.

3. Выбрано соотношение концентрации Mn-Si-Ti в металле, наплавленном низководородными электродами с различным соотношением $\text{CaCO}_3/\text{CaF}_2$ в покрытии, при котором обеспечиваются хорошие сварочно-технологические характеристики электродов и высокая ударная вязкость металла швов.

4. В условиях эффективной защиты расплавленного металла от воздуха, комбинируя титан в качестве микролегирующего элемента с бором, можно дополнительно повысить ударную вязкость металла шва не только при комнатной, но и при отрицательной температуре вплоть до $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$.

5. Изучена гигроскопичность покрытий электродов с противогигросорбционными технологическими добавками, установлено, что они существенно повышают стойкость покрытия электродов против поглощения атмосферной влаги.

6. Результаты проведенных исследований использованы при разработке низководородных электродов, предназначенных для сварки углеродистых и низколегированных сталей при изготовлении и ремонте мостовых и транспортных конструкций, взамен электродов УОНИ-13/55.

1. Про затвердження Програми створення та функціонування національної мережі міжнародних транспортних коридорів в Україні // Постанова Кабінету Міністрів України № 346 від 20 березня 1998 р.
2. Лякишев Н.П. Конструкционные и некоторые функциональные материалы. Настоящее и будущее // Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 284–296.

3. *Лякишев Н.П.* Природный газ–металл–трубы // Пробл. современ. материаловедения. — 2000. — № 2. — С. 89–94.
4. *Жизняков С. Н., Конопатов В. С., Лялин К. В.* Причины образования дефектов в сварных соединениях металлоконструкций ККЦ Магнитогорского металлургического комбината // Монтажные и специальные строительные работы. Сер. Изготовление металлических и монтажно-строительных конструкций. — 1988. — № 11. — С. 1–5.
5. *Экономно-легированные* высокопрочные стали для сварных конструкций / Л. И. Миходуй, В. И. Кирьян, В. Д. Позняков и др. // Автомат. сварка. — 2003. — № 5. — С. 36–40.
6. *Ковтуненко В. А., Герасименко А. М., Годуляк А. А.* Выбор стали для ответственных сварных конструкций // Автомат. сварка. — 2006. — № 11. — С. 32–37.
7. *СТО-ГК «Трансстрой»-005–2007.* Стальные конструкции мостов. Технология монтажной сварки. — М., 2007. — 158 с.
8. *Грабин В. Ф., Денисенко А. В.* Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1978. — 276 с.
9. *Cochane R. C.* Weld metal microstructures: A state-of-the-art rev. — S.I., [1982]. — 14 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1248–82).
10. *Levin E., Hill D. C.* Structure-property relationships in low C weld metal // Met. Trans. A. — 1977. — 8, N 9. — P. 1453–1463.
11. *Choi C. L., Hill D. C.* A study of microstructural progression in as-deposited weld metal // Welding J. — 1978. — N 8. — P. 232–236.
12. *Ricks R. A., Howell P. A., Darrite G.S.* The nature an acicular ferrite in HSLA weld metals // J. Mater. Sci. — 1982. — N 17. — P. 732–740.
13. *Evans G. M.* Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld metal deposits // Welding J. — 1980. — 59, N 3. — P. 67–75.
14. *Evans G. M.* Factors affecting the microstructure and properties of C–Mn all weld metal deposits. — S.I., [1981]. — 81 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-957–81).
15. *Abson D. J., Evans G. M.* A study of the manganese — oxygen system in low hydrogen MMA all-weld metal deposits. — S.I., [1989]. — 5 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-A-770–89).
16. *Evans G. M.* The effect of silicon on the microstructure and the properties of C–Mn all-weld metal deposits // Oerlicon Schweißmittelteilungen. — 1986. — 44, N 110. — S. 19–33.
17. *Evans G. M.* The effect of titanium on the microstructure and properties of C–Mn all-weld metal deposits. — S.I., [1991]. — 24 p. (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-A-827–91).
18. *Sakaki H.* Effect of alloying elements on notch toughness of basic weld metals: Rep.: Effect of aluminium and titanium // J. Jap. Weld. Soc. — 1960. — 29, N 7. — P. 539–544.
19. *Nakano S., Shiga A., Tsuboi J.* Optimising the titanium effect on weld metal toughness. — S.I., [1975]. — 24 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-B-182–75).
20. *Wolsh R. A., Ramachandran S.* Equilibrium in the Fe–Mn–Si–O system // Transaction of the Metallurgical Society of AJME. — 1963. — 227, June, N 3. — P. 560–562.
21. *A model for the silicon — manganese deoxidation of steel weld metals / O. Grong, T. A. Siewert, G. P. Martins, D. L. Olson // Metallurgical Trans. — 1986. — 17A, N 10. — P. 1797–1807.*
22. *Гуревич Ю. Г.* Растворимость титана, кислорода и азота в жидком железе // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1972. — № 5. — С. 42–45.
23. *Гуревич Ю. Г.* Взаимодействие титана с азотом и углеродом в жидкой стали // Там же. — 1960. — № 6. — С. 59–67.
24. *Rittinger J., Fehervari A.* Mikrootvozo elemek hatasa szerkezeti acelok szivossagara // GEP XXVIII evfolyam. — 1976. — 7. — Szam. Julius. — S. 267–272.
25. *Fehervari A., Rittinger J.* Comments on Intern. Inst. of Welding. — 5 p. — (Doc. XII-B-98–71; Doc. XII-B-109–72).
26. *Ядочин И.Р., Походня И.К., Фальборт О.И.* Повышение хладостойкости сварных швов за счет оптимизации систем легирования и микролегирования при сварке покрытыми электродами низколегированных сталей повышенной и высокой прочности // Сб. докл. IV междунар. конф. по сварочным материалам стран СНГ «Сварочные материалы. Разработка. Технология. Производство. Качество. Конкуренция», г. Краснодар, 18–21 июня 2007 г. — Краснодар, 2007. — С. 218–223.

The paper provides experimental substantiation of a system of deoxidation and microalloying of weld metal produced with electrodes which are designed for welding and repair of bridge and vehicle structures. The main characteristics of electrodes developed using this system, are described

Поступила в редакцию 18.04.2010

УДК 621.791.009(100)

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО СВАРОЧНЫМ МАТЕРИАЛАМ

7–11 июня 2010 г. в Артемовске, Донецкая обл., состоялась V Международная конференция «Сварочные материалы. Технологии. Производство. Качество. Конкурентоспособность», посвященная 20-летию Ассоциации «Электрод». Организаторы конференции — Ассоциация «Электрод» предприятий стран СНГ и ЗАО «Артеммашзавод «ВИСТЕК». В работе конференции приняли участие 44 специалиста от 29 предприятий и организаций Украины, России и Казахстана. Работу конференции открыл Президент ассоциации генеральный директор ЗАО «СВАМА» И. М. Лившиц. С вступительным словом к участникам конференции обратился генеральный директор ЗАО «Артеммашзавод «ВИСТЕК» Н. И. Ятченко. Ведущий научный сотрудник ИЭС им. Е. О. Патона д-р техн. наук В. Н. Шлепков зачитал приветствие академика Б. Е. Патона участникам конференции.

В программу конференции включено 25 докладов и сообщений, большинство из которых вошли в сборник из 195 страниц, макет которого подготовила Международная ассоциация «Сварка». Одна часть докладов была посвящена покрытым электродам и технологии их изготовления, в другой — изложены проблемы разработки, производства и применения проволок сплошного сечения, порошковой проволоки и флюсов для механизированной дуговой сварки. В течение двух пленарных заседаний выступившие перед участниками конференции докладчики изложили, прокомментировали содержание докладов и ответили на вопросы слушателей.

В докладе «Методические приемы совершенствования и разработки электродов для ручной дуговой сварки и наплавки» канд. техн. наук И. Н. Ворновицкий (ОАО НПО «ЦНИИТМАШ») изложил суть новых критериев качества и алгоритма процедур

разработки электродов, с помощью которых решаются задачи обеспечения высокого качества их изготовления и стабильности сварочно-технологических характеристик. На примере операции приготовления обмазочной массы показаны преимущества интенсивных смесителей перед катковыми в улучшении ключевых показателей электродов, таких как производительность (повышается), потери металла на угар и разбрызгивание (уменьшаются), маневренность электрода (улучшается). О новой технологии повышения модуля жидких стекол, предназначенных для изготовления сварочных материалов, доложил О. В. Дзюба (ООО «НПЦ Сварочные материалы», г. Краснодар). Для этого предложено использовать приемы электролиза, которые применяются для опреснения морской воды. В докладе проанализированы некоторые свойства полученных жидкостекольных материалов.

Результаты отработки технологии изготовления флюса марки 48 КРФ-16, предназначенного для сварки конструкций атомных энергетических установок, которая позволяет добиться существенного понижения содержания серы и фосфора в наплавленном металле, изложил в своем выступлении И. М. Лившиц (ООО «Ижорские сварочные материалы»).

Инженер И. Н. Зверева (ОАО «ММК-МЕТИЗ», г. Магнитогорск) рассказала о достоинствах смазки марки «PANLUBE S622T» фирмы «PAN CHEMICALS» (Италия), которые выявлены при изготовлении электродных стержней из проволоки, полученной в поточной линии волочения катанки после механического удаления окалины с ее поверхности. Отмечается высокая технологичность процесса, включая стабильность волочения, высокую эффективность захвата смазки, отсутствие пыления и «горения» смазочного материала. Смазка легко удаляется с поверхности проволоки в процессе промывки, что подтверждается результатами оценки количества смазки на поверхности стержней после операции рубки. Два доклада И. М. Лившица посвящены текущим проблемам производства и применения электродов общего назначения. В первом из них анализируются попытки заменить электроды УОНИИ-13/55, которым в прошлом году исполнилось 70 лет, новыми разработками с целью улучшения их технологичности в процессе производства, повышения сварочно-технологических показателей, а также физико-механических характеристик выполненных ими швов. Речь идет о результатах работ прежних лет (ЦУ-6, ЦУ-7 ЦНИИТМАША, АНО-Д ИЭС им. Е. О. Патона, УОНИИ-13/45АА и УОНИИ-13/55АА ЦНИИ КМ «ПРОМТЕЙ»), а также о перспективных разработках, ведущихся нынче в рамках государственной программы «Магистраль». Во втором докладе справедливо осуждаются спекуляции, ведущиеся некоторыми изготовителями электродов вокруг надуманной проблемы о влиянии цвета покрытия на сварочно-тех-

нологические и эксплуатационные свойства электродов.

В обширном докладе канд. техн. наук В. Г. Лозового (ООО «НПЦ Сварочные материалы») изложен опыт большого коллектива авторов, накопленный при испытаниях и применении российских импортнозамещающих электродов ЛБ-52 TRU при сварке доменной печи Новолипецкого металлургического комбината. Доклад насыщен фактическими данными и будет весьма полезен тем, кто занимается разработкой и применением низководородных электродов, предназначенных для сварки и ремонта объектов металлургического комплекса.

Аналізу физико-химической природы и результатам исследований прочности электродных покрытий посвящен доклад канд. техн. наук А. Е. Марченко (ИЭС им. Е. О. Патона). Показано, что прочность электродных покрытий, изготовленных с использованием связующего в виде жидкого стекла, обеспечивается гидратными формами щелочных силикатов, возникающих в ходе обезвоживания жидкого стекла при нагреве электродов не выше 200°C. Структура силикатной связки существенно деградирует в ходе высокотемпературной термообработки (400°C), которой подвергаются низководородные электроды. В результате в ней полностью исчезают гидратные формы силикатов, обладающие вязкими (адгезионными) свойствами. Наряду с этим высокотемпературный нагрев и охлаждение электродов провоцируют возникновение внутренних напряжений в покрытии, вызванных недопущенной усадкой силикатной матрицы, а также разницей коэффициентов термического расширения матрицы и наполнителя в покрытии, с одной стороны, и покрытия и стержня, с другой стороны.

О новой редакции международных стандартов ISO 9000 и ISO 9001 и их национальных версиях в Украине, а также о перспективе появления в ближайшее время нового стандарта ISO 9004 говорилось в докладе канд. техн. наук А. Е. Марченко, который он подготовил совместно с инж. Н. А. Проценко (ИЭС им. Е. О. Патона).

В обзоре, подготовленном канд. техн. наук А. Е. Марченко и Н. В. Скориной (ИЭС им. Е. О. Патона), а также инж. Костюченко В. П. (ОАО «Межгосметиз-Мценск»), приведена подробная техническая характеристика и преимущества низководородных электродов с двухслойным покрытием, которые имеются на международном рынке сварочных материалов и показаны перспективы их разработки и производства в странах СНГ.

С докладом «Обоснование и экспериментальное исследование системы раскисления и микролегирования металла, наплавленного низководородными электродами ответственного назначения», подготовленного коллективом авторов во главе с акад. НАНУ И. К. Походней, выступил А. Е. Марченко. Поскольку при сварке покрытиями электродами зона

сварки не столь надежно защищена от окружающего воздуха, как при использовании других сварочных материалов, титан в системе раскисления Mn-Si-Ti действует не только как раскислитель, но и как нитридообразующий элемент. Такое «раздвоение» не позволяет использовать его как микролегирующий элемент для эффективного регулирования ударной вязкости металла шва. Для повышения защитной способности покрытия следует увеличить соотношение $\text{CaCO}_3:\text{CaF}_2$ в покрытии и его толщину. Комбинируя в этих условиях титан в качестве микролегирующего элемента с бором, можно повысить ударную вязкость металла шва не только при комнатной, но и при отрицательной температуре вплоть до -60°C .

Вопросам производства сварочных материалов на ГП «ОЗСМ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины» в условиях кризиса был посвящен доклад инженеров П. А. Косенко и Н. А. Соловей. В нем подчеркивается, что в сложившихся экономических условиях на рынке сварочных материалов качество выпускаемой продукции и предоставляемых услуг имеет первостепенное значение для успешного функционирования предприятия. Действующая система управления качеством по стандарту ISO 9001:2000 была сертифицирована в 2007 г. Сейчас ведется подготовка ее к ресертификации в соответствии с положениями новой версии стандарта, вступившей в силу в 2009 г. В настоящее время ОЗСМ полностью подготовил свои испытательные лаборатории к аккредитации по ISO/IEC 17025:2006. В своей рыночной деятельности он переориентировался на работу с небольшими организациями и продажу электродов розницей. В мелкую упаковку стали паковать наиболее востребованные марки электродов. Была спроектирована, изготовлена и пущена в эксплуатацию упаковочная линия производительностью около 470 коробок массой 1 кг электродов в час. Изготовленная из прочного микрогофрокартона и выдержанная в фирменном стиле и традиционных для ОЗСМ бело-голубых тонах новая упаковка обеспечит надлежащую сохранность электродов и удовлетворит запросы потребителей.

Вопросу применения порошковых проволок для сварки конструкций агрегатов металлургического и горнорудного производства был посвящен доклад специалистов ИЭС им. Е. О. Патона, с которым выступил д-р техн. наук В. Н. Шлепков. В докладе проанализированы дефекты конструкций, выявленных в агрегатах отмеченных производств после их длительной эксплуатации. Изложены характеристики разработанных порошковых проволок и технологии их применения для механизированной и автоматической сварки этих конструкций. Результаты испытаний предложенной технологии показали повышение производительности сварочных работ в 1,5...2 раза. Экономятся сварочные материалы, понижается уровень остаточных напряжений в сварных соеди-

нениях и повышается их эксплуатационная надежность. Определены общие принципы использования предложенной технологии на разнообразных объектах металлургического комплекса.

В. Н. Шлепаков также выступил с докладом «Основы построения композиций порошковых проволок с высокой производительностью сварки». Он отметил, что решение проблем механизированной сварки сталей повышенной и высокой прочности определяется технологическими и металлургическими требованиями, которые предъявляются к сварным соединениям, а высокую производительность процесса плавления проволочного электрода следует сочетать с низким удельным тепловложением в околошовную зону. Это достигается использованием трубчатых газозащитных порошковых проволок с металлическим типом сердечника, в составе которых доля наполнителя не превышает 1,5%. Соотношение долей металлической и газошлакообразующей частей сердечника устанавливается в зависимости от требуемого уровня легирования наплавленного металла. Для защиты расплавленного металла от воздуха должны применяться газовые смеси на основе аргона. Этим обеспечивается стабильное горение дуги, снижение числа коротких замыканий, а характер переноса электродного металла с капельного переходит на струйный.

В заключительной части своего выступления докладчик сделал обзор аспектов производства и применения бесшовной порошковой проволоки, в котором обобщил многолетний мировой и отечественный опыт в этом вопросе. В виде отдельного доклада он тоже включен в сборник. Суть проведенной Институтом электросварки им. Е. О. Патона модернизации трех марок электродов — АНО-21, АНО-4 (рутиловое покрытие, разработка ИЭС) и УОНИ-13/55 (низководородное покрытие, разработка ЦНИИМ, РФ) — изложила в своем докладе инж. О. И. Фольборт (ИЭС им. Е. О. Патона). Модернизация электродов АНО-21 проведена с целью расширения их сортамента и в расчете на максимально возможное использование сырья украинских производителей. Модернизация электродов АНО-4 и УОНИ-13/55 вызвана необходимостью выполнения требований, которые предъявляет НАКС РФ к продукции, поставляемой как в Россию, так и в Федерацию зарубежными производителями. О производстве силикатных глыб, предназначенных для изготовления сварочных электродов, их характеристиках и условиях поставок доложил в своем выступлении С. Ю. Рябов — главный инженер ООО «Силикат» (г. С.-Петербург). Ряд запланированных выступлений не состоялся в связи с тем, что докладчики по разным причинам не прибыли на конференцию и не участвовали в ее работе. С их докладами можно ознакомиться, поскольку все они включены в изданный сборник.

А. Е. Марченко, канд. техн. наук,
П. В. Игнатченко, инж.



ПОРОШКОВЫЕ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ И УПРОЧНЯЮЩЕЙ НАПЛАВКИ МОЛОТКОВ РОТОРНЫХ ИЗМЕЛЬЧИТЕЛЕЙ

В ряду дробильно-помольного оборудования заметное место занимают роторные дробилки. Они относятся к оборудованию ударного действия, с помощью которого процесс измельчения материала осуществляется под воздействием механического удара. Такие нагрузки могут возникнуть при взаимном столкновении частиц измельчаемого материала, их столкновении с неподвижной поверхностью (корпуса, решетки и др.), столкновении материала и движущихся рабочих органов машины.

Дробилки указанного типа просты по конструкции, компактны, имеют небольшую массу, высокие производительность и степень измельчения ($i = 15...20$, а иногда и до 50). К дробилкам ударного действия относятся роторная и молотковая дробилки. Основным различием между ними является способ крепления рабочего органа. В роторных дробилках закреплены жестко или практически жестко, а в молотковых — ротор состоит из насаженных на вал отдельных дисков и отделенных друг от друга дистанционными шайбами. Через расположенные по окружности отверстия в дисках проходят оси насаженных шарнирно молотков, которые при вращении вала измельчают материал. Гибкая подвеска молотков на роторе позволяет пропускать твердые, инородные предметы без вреда для дробильных элементов.

Дробилки применяются для измельчения малоабразивных материалов средней прочности и мягких материалов, а также на угольных электростанциях, предприятиях добывающей и металлургической промышленности для дробления угля, руды, известняков, мела, гипса, минералов и солей.

В зависимости от размера кусков дробимого материала и требуемой степени его измельчения применяют молотки различной формы и массы (от 3,5 до 180 кг), которые изготавливают литыми из низколегированных сталей, стали Гадфильда или стальными коваными. Как правило, для обеспечения непрерывной работы для одной дробилки имеется несколько комплектов молотков, которые восстанавливаются по мере износа и замены.

Как показал опрос значительного количества предприятий, имеющих в своем арсенале подобные дробилки, в настоящее время их восстановительный ремонт выполняется дуговой наплавкой с использованием электродов Т-590 и Т-620.

Для выполнения упрочняющей и ремонтной наплавки молотков ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» разработаны, опробованы на ряде предприятий и предлагаются для широкого применения самозащитные порошковые проволоки.

Для ремонта молотков из низколегированных сталей рекомендуется применение проволоки ВЕЛТЕК Н290 (послой) + проволока ВЕЛТЕК Н625 (упрочняющий слой), а молотков из стали Гадфильда — проволоки ВЕЛТЕК Н216 + ВЕЛТЕК Н625.

Проволоки изготавливаются диаметром 2,0 мм. Восстановление геометрии изделий выполняется ниточными швами по шаблону. Принудительное формование наплавляемого металла не требуется.



Внешний вид восстановленного молотка

В. Н. Упырь, инж.



ПРЕДПРИЯТИЕ «ТМ.ВЕЛТЕК»

Сегодня «ТМ.ВЕЛТЕК» — динамично развивающееся предприятие, ведущий производитель порошковых проволок в Украине. Организовано сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона в Киеве в 1993 г., т. е. в период после распада СССР и разрыва экономических и производственных связей. Для организации выпуска сварочных материалов был арендован цех порошковых проволок с проектной мощностью 5000 т/год, сохранившийся на ОАО «Днепромметиз».

В последующие годы на предприятии реализован комплекс мероприятий по ремонту и модернизации основного оборудования, в частности линий производства порошковых проволок, шихтового отделения, отработаны технологии изготовления проволок диаметрами от 1,0 до 6,0 мм, разработан и выпускается целый ряд современных сварочных и наплавочных порошковых проволок, освоены современные виды поставки продукции. Полученные результаты стали возможными благодаря постоянным усилиям высококвалифицированных инженерно-технических работников и профессионализму рабочих.

Высокий научный и технический потенциал предприятия позволяет независимо от номенклатуры и объемов партий выполнять заказы в кратчайшие сроки и с требуемым качеством. Кроме того, при необходимости, предприятие оказывает консультационную помощь по выбору материала, оптимальной технологии и оборудованию для ее реализации, осуществляет инженерное сопровождение.

По назначению и техническим характеристикам порошковые проволоки марки «ТМ.ВЕЛТЕК» не уступают продукции ведущих зарубежных компаний, что подтверждается их признанием многими предприятиями Украины и СНГ, непрерывным расширением областей потребления и ростом объемов продаж.

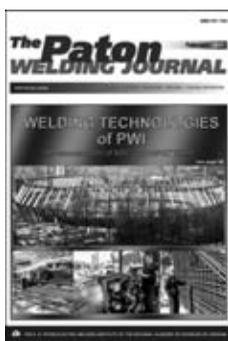
В настоящее время предприятие выпускает более 80 марок порошковых проволок, среди которых проволоки для сварки в среде углекислого газа малоуглеродистых конструкционных сталей (ППс-ТМВ7, ППс-ТМВ8, ППс-ТМВ4, ППс-ТМВ29), низколегированных высокопрочных (ППс-ТМВ57) и теплоустойчивых (ППс-ТМВ14, ППс-ТМВ15) сталей, а также самозащитные порошковые проволоки для сварки малоуглеродистых конструкционных сталей (ППс-ТМВ1, ППс-ТМВ6). Среди проволок для наплавки — порошковые проволоки для упрочняющей и восстановительной наплавки плунжеров и штоков гидроцилиндров различных машин и механизмов: гидропрессов, механизированных шахтных крепей (ВЕЛТЕК-Н400, ВЕЛТЕК-Н410, ВЕЛТЕК-Н420, ВЕЛТЕК-Н425, ВЕЛТЕК-Н470, ВЕЛТЕК-Н470С и др. Номенклатура производимых проволок включает порошковые проволоки для сварки марганцовистых сталей и марганцовистых с перлитными (ППв-ТМВ11, ВЕЛТЕК-Н210У, ВЕЛТЕК-Н215 и др.); наплавки марганцовистых сталей (ВЕЛТЕК-Н200, ВЕЛТЕК-Н210У, ВЕЛТЕК-Н220У, ВЕЛТЕК-Н285 и др.); проволоки для изготовительной и восстановительной наплавки деталей, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного износа (ВЕЛТЕК-Н560, ВЕЛТЕК-Н580, ВЕЛТЕК-Н600, ВЕЛТЕК-Н605, ВЕЛТЕК-Н620, ВЕЛТЕК-Н625, ПП-Нп350Х10Б8Т2 и др.); порошковые проволоки для изготовления и ремонта валков прокатных станов (ВЕЛТЕК-Н450, ВЕЛТЕК-Н460, ВЕЛТЕК-Н480НТ, ВЕЛТЕК-Н570); проволоки для восстановления деталей металлургического оборудования и корпусных деталей в стационарных и монтажных условиях заготовительных и трубопрокатных станов, в том числе восстановления крановых колес (ВЕЛТЕК-Н250-РМ, ВЕЛТЕК-Н300-РМ, ВЕЛТЕК-Н350-РМ); проволоки для восстановления прокатных валков заготовительных станов, валков блюминга (ВЕЛТЕК-Н370-РМ); проволоки для изготовления и ремонта роликов МНЛЗ (ВЕЛТЕК-Н400, ВЕЛТЕК-Н470, ВЕЛТЕК-Н470С), валков сортовых станов (ВЕЛТЕК-Н500-РМ), валков эджера (ВЕЛТЕК-Н550-РМ и др.); порошковые проволоки для ремонта подвижного состава железнодорожного транспорта (ВЕЛТЕК-Н250-РМ, ВЕЛТЕК-Н290, ВЕЛТЕК-Н490, ВЕЛТЕК-Н540).

Порошковые проволоки изготавливаются серийно в соответствии ГОСТ 26101–84, ГОСТ 26271–84 и действующей нормативной документации. Вся продукция сертифицирована УкрСЕПРО. Система управления качеством предприятия сертифицирована по ДСТУ ISO 9001:2009 (ISO 9001:2008, IDT).

ЖУРНАЛЫ, ИЗДАВАЕМЫЕ ИЭС им. Е.О. ПАТОНА



«Автоматическая сварка», 12 выпусков в год
Журнал с более чем 60-летней историей. В журнале публикуется широкий спектр информации, отражающей результаты научных и экспериментальных исследований, проводимых в области сварки и родственных технологий, а также сведения о технологиях, оборудовании и материалах для сварки, резки, пайки, наплавки и нанесения покрытий. В нем представлена информация о новых книгах, проводимых выставках и конференциях



«The Paton Welding Journal»,
12 выпусков в год
Перевод на английский язык журнала
«Автоматическая сварка»

«Современная электрометаллургия», 4 выпуска в год

Тематика журнала посвящена теории и опыту применения электрошлаковой, электронно-лучевой и плазменно-дуговой технологий, вакуумно-дуговому переплаву и индукционной плавке. Публикуются статьи по теории и практике внепечной обработки стали, энерго- и ресурсосберегающим металлургическим технологиям и общим вопросам металлургии



«Техническая диагностика и неразрушающий контроль», 4 выпуска в год
Представлены статьи по проблемам НК и диагностике металлоконструкций, оценке состояния и прогнозирования остаточного ресурса изделий и сооружений, совершенствованию методов и средств технического контроля для повышения качества промышленной продукции, надежности и долговечности объектов ответственного назначения, результаты исследований, разработок и применения современных методов и средств диагностики и НК, обзоры и др. научно-техническая информация



**По вопросам публикации статей,
подписки и размещения рекламы
просьба обращаться в редакцию журналов:
03680, Украина, г. Киев-150, ул. Боженко, 11
Тел./факс: (38044) 200-54-84, 200-82-72
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<http://www.nas.gov.ua/pwj>**