



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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

Ю. С. Борисов, Н. М. Воропай,
В. Ф. Грабин, Ю. Я. Грецкий,
В. Н. Замков, А. Т. Зельниченко,
А. Я. Ищенко, С. И. Кучук-Яценко,
Ю. Н. Ланкин,
В. К. Лебедев (зам. гл. ред.),
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
В. И. Махненко, Л. П. Мойсов,
В. Ф. Мошкин, О. К. Назаренко,
В. В. Пешков, И. К. Походня,
И. А. Рябцев, Ю. А. Стеренбоген,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, В. К. Шелег,
К. А. Ющенко

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

И. Арата (Япония),
Н. П. Алешин (Россия),
И. Гривняк (Словакия),
У. Дилтей (Германия),
Е. А. Дорошкевич (Беларусь),
П. Зайффарт (Германия),
А. С. Зубченко (Россия),
К. Иноуэ (Япония),
К. Мацубучи (США),
Н. И. Никифоров (Россия),
Б. Е. Патон (Украина),
Я. Пилярчик (Польша)

Адрес редакции:

03680, Украина, г. Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел.: (044) 227 63 02, 269 26 23
Факс: (044) 268 04 86
E-mail: office@paton.kiev.ua
tomik@mac.relc.com
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:

Е. Н. Казарова, В. И. Котляр,
Г. В. Ольшевская
Электронная верстка:
И. С. Баташева, И. Р. Наумова,
И. В. Петушков, Т. Ю. Снегирева
Свидетельство
о государственной регистрации
КВ 4788 от 09.01.2001
Журнал входит в перечень
утвержденных ВАК Украины изданий
для публикации трудов
соискателей ученых степеней

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Кривцун И. В. Модель испарения металла при дуговой, лазерной и лазерно-дуговой сварке	3
Ерошенко Л. Е., Прилуцкий В. П., Белоус В. Ю., Замков В. Н. Аксиальное распределение температуры в дуге при сварке титана вольфрамовым электродом в аргоне	11
Лозовская А. В., Чайка А. А., Бондарев А. А., Покляцкий А. Г., Бондарев Андр. А. Разупрочнение высокопрочных алюминиевых сплавов при различных способах сварки плавлением	15
Шонин В. А., Покляцкий А. Г. Малоцикловая усталость сварных стыковых соединений сплава АМг6, выполненных в среде инертного газа	20
Левченко О. Г. Химический состав газообразной составляющей аэрозоля при сварке в защитных газах	25

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Горбач В. Д., Головченко В. С. Этапы совершенствования технологии сварки под флюсом в судостроении (Обзор)	29
Козубенко И. Д., Хаскин В. Ю., Черниенко В. Д. Технология лазерной наплавки и термообработки деталей колесных пар подвижного состава	35
Покляцкий А. Г. Особенности образования макровключений оксидной пленки в металле швов алюминиевых сплавов (Обзор)	38
Медведев С. В., Кункевич Д. П. Опыт эффективного компьютерного проектирования сборочно-сварочной технологической оснастки	41
Заруба И. И., Андреев В. В., Дыменко В. В. Усовершенствование трансформаторов для ручной дуговой сварки	45

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Петушков В. Г., Титов В. А. Остаточные напряжения в сварных соединениях, обработанных взрывом	49
Ефименко Н. Г., Калин Н. А. Влияние сплава Fe-C в покрытии ильменитовых электродов на восстановительные процессы при сварке	52
Создание Совета по вопросам ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин	53
Патенты в области сварочного производства	54
По зарубежным журналам	56
Новые книги	59

ХРОНИКА

Международная конференция «Сварка Урала-2001»	60
---	----

РЕКЛАМА

.....	62
-------	----

Журнал «Автоматическая сварка» выходит на английском языке под названием
«The Paton Welding Journal»

The National Academy of Sciences of Ukraine
The E. O. Paton Electric Welding Institute
International Association "Welding"

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

I. Arata (Japan),
N. P. Alyoshin (Russia),
I. Hrivnak (Slovakia),
U. Diltey (Germany),
E. A. Doroshkevich (Belorus),
P. Seyffarth (Germany),
A. S. Zubchenko (Russia),
K. Inoue (Japan),
K. Masubuchi (USA),
N. I. Nikiforov (Russia),
B. E. Paton (Ukraine),
Ya. Pilyarchik (Poland)

Address:

The E. O. Paton Electric
Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
International Association «Welding»,
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 227 63 02, 269 26 23
Fax: (38044) 268 04 86
E-mail: office@paton.kiev.ua
tomik@mac.relc.com
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, V. I. Kotlyar,
G. V. Olshevskaya
Electron galley:
I. S. Batasheva, I. R. Naumova,
T. Yu. Snegireva, I. V. Petushkov

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Krivtsun I. V.** Model of metal evaporation in arc, laser and laser-arc welding 3
Eroshenko L. E., Prilutsky V. P., Belous V. Yu., Zamkov V. N. Axial distribution of temperature in arc during tungsten electrode argon arc welding 11
Lozovskaya A. V., Chaika A. A., Bondarev A. A., Poklyatsky A. G., Bondarev And. A. Softening of high-strength aluminium alloys in different methods of fusion welding 15
Shonin V. A., Poklyatsky A. G. Low-cycle fatigue of AMg6 alloy welded butt joints made in inert gas 20
Levchenko O. G. Chemical composition of aerosol gaseous component in shielded-gas welding 25

INDUSTRIAL

- Gorbach V. D., Golovchenko V. S.** Stages of improvement of submerged arc welding technology in ship-building (Review) 29
Kozubenko I. D., Khaskin V. Yu., Chernienko V. D. Technology of laser surfacing and heat treatment of parts of railway car wheelsets 35
Poklyatsky A. G. Peculiarities of formation of macroinclusions of oxide film in aluminium alloy weld metal 38
Medvedev S. V., Kunkevich D. P. Experience of effective computer designing of assembly-welding fixture 41
Zaruba I. I., Andreev V. V., Dymenko V. V. Upgrading of transformers for manual arc welding 45

BRIEF INFORMATION

- Petushkov V. G., Titov V. A.** Residual stresses in welded joints after explosion treatment 49
Efimenko N. G., Kalin N. A. Effect of Fe-C alloy in coating of ilmenite electrodes on redox processes in welding 52
Establishment of Council on the problems of service life and safety of structures, constructions and machines 53
Patents in the field of welding 54
Review of foreign journals 56
New books 59

NEWS

- International Scientific Technical Conference «Welding in the Urals – 2001» 60

ADVERTISING

- 62

Journal «Avtomaticheskaya Svarka» is published in English under the title «The Paton Welding Journal».

Concerning publication of articles, subscription and advertising, please, contact:
tel.: (380 44) 227 67 57, fax: (380 44) 227 46 77, E-mail: tomik@mac.relc.com



МОДЕЛЬ ИСПАРЕНИЯ МЕТАЛЛА ПРИ ДУГОВОЙ, ЛАЗЕРНОЙ И ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ

И. В. КРИВЦУН, канд. физ.-мат. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложена модель многокомпонентной плазмы, формирующейся вблизи поверхности металла при дуговой, лазерной и лазерно-дуговой сварке в защитных газах. Модель основана на системе балансных соотношений для потоков тяжелых частиц, потоков их импульса и энергии в кнудсеновском слое вблизи поверхности металла, испаряющегося в плазму внешнего газа. Получены выражения для плотности электронного и ионных токов, текущих на поверхность металла и распределения потенциала в многокомпонентной приповерхностной плазме (дуговой, лазерной или комбинированной).

Ключевые слова: лазерная сварка, дуговая сварка, лазерно-дуговая (комбинированная) сварка, приповерхностная плазма, кнудсеновский слой, металл, поверхность, испарение, исследования

Основными факторами, определяющими проплавление металла при дуговой, лазерной или лазерно-дуговой (комбинированной) сварке, являются тепловое и динамическое воздействие используемого источника тепла на поверхность сварочной ванны. Поэтому знание закономерностей взаимодействия с металлами электрической дуги и лазерного пучка является необходимым условием для научно обоснованного прогнозирования и управления соответствующими сварочными процессами.

При воздействии на металлы высококонцентрированных источников тепла (электрическая дуга, лазерный пучок или их комбинация) возможен нагрев поверхности металла до температур, сравнимых с температурой кипения и выше. Такой нагрев вызывает заметное испарение металла в окружающую среду, в результате чего она становится многокомпонентной, т. е. содержащей, наряду с частицами внешнего газа, частицы металлического пара. До тех пор, пока парциальное давление пара меньше давления внешней среды, атомы металла диффундируют в нее (диффузионный режим испарения), а давление на поверхность металла практически равно внешнему давлению. При дальнейшем увеличении температуры поверхности металла давление пара становится больше внешнего и начинается разлет пара (конвективный режим испарения), сопровождающийся появлением реактивной силы, действующей на поверхность металла. В этом случае давление на сварочную ванну, определяющее динамику движения ее поверхности, а в конечном счете и проплавление металла, может значительно превысить давление внешней среды [1], а уносимая потоком пара энергия сублимации атомов с поверхности металла дает существенный вклад в энергетический баланс этой поверхности [2].

Важным фактором, влияющим на процессы испарения металла при рассматриваемых способах сварки, является то, что внешняя по отношению к металлу среда существенно ионизирована, т. е. содержит как нейтральные частицы (атомы и молеку-

лы газа, атомы металла), так и заряженные (электроны и ионы различных сортов и зарядов). Физические явления, протекающие в такой многокомпонентной плазме (выделение энергии за счет протекания электрического тока; поглощение и рефракция лазерного пучка; тепло-, массо- и электроперенос между плазмой и металлом), во многом определяют характеристики теплового и динамического воздействия рассматриваемых источников тепла на поверхность сварочной ванны. Исходя из этого целью настоящей работы является детальное теоретическое исследование процессов, протекающих в многокомпонентной приповерхностной плазме при дуговой, лазерной и лазерно-дуговой сварке в защитных газах.

Модель приповерхностной плазмы. Для описания процессов в дуговой, лазерной или комбинированной плазме, граничащей с поверхностью металла (рис. 1), будем использовать единый подход [3–5], в рамках которого приповерхностный слой плазмы условно делится на три зоны. Первая зона, непосредственно примыкающая к поверхности, — это слой пространственного заряда. В нем нарушается условие квазинейтральности плазмы и формируется основное падение потенциала между плазмой и металлом. Этот слой предполагается бесстолкновительным, поскольку при давлении, близком к атмосферному, и характерных для рассматриваемых способов сварки значениях температуры электронов $T_e \cong 1...2$ эВ толщина этого слоя \bar{x} , соизмеримая с радиусом Дебая $r_D \leq 10^{-5}$ см*, оказывается существенно меньше характерных длин свободного пробега частиц плазмы $l \cong 10^{-2}...10^{-4}$ см.

Вторая зона — ионизационная область квазинейтральной плазмы (или предслоя), где происходит интенсивная генерация заряженных частиц за счет ионизации плазменными электронами атомов газа, которые десорбируются с поверхности, и испаряющихся атомов металла. Образующиеся здесь ионы под влиянием электрического поля, создаваемого более подвижными электронами, ускоряются по направлению к поверхности металла и рекомбинируют вблизи нее. Таким образом, в пределах ионизационной области плазмы нарушаются условия

*Здесь и далее все оценки порядков величин выполнены для аргоновой плазмы атмосферного давления.

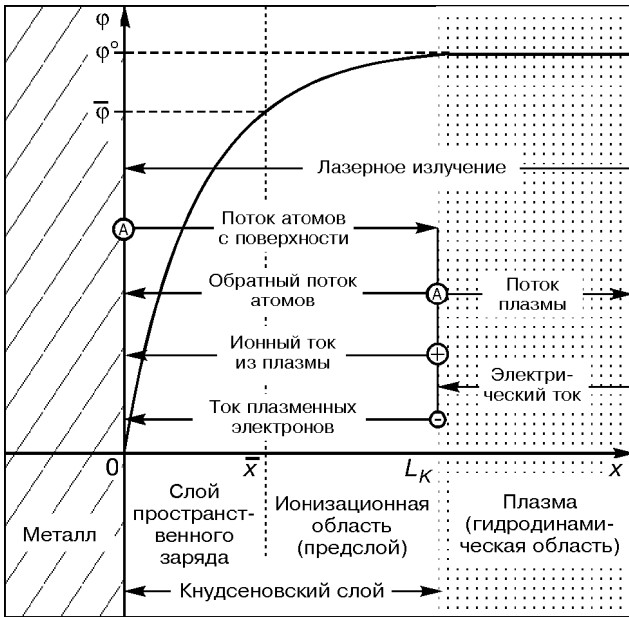


Рис. 1. Структура приповерхностной плазмы, потоки частиц и распределение потенциала в кнудсеновском слое: ϕ^0 , $\bar{\phi}$ — значения потенциала соответственно на внешней границе кнудсеновского слоя и слоя пространственного заряда; А — атомы; + — ионы; — — электроны

локального ионизационного равновесия и, кроме того, происходит заметное изменение потенциала плазмы (рис. 1), которое может быть соизмеримо с падением потенциала в слое пространственного заряда.

На расстоянии от поверхности металла, равном нескольким длинам свободного пробега тяжелых частиц, проходит граница кнудсеновского слоя толщиной L_K , за пределами которого начинается третья зона — гидродинамическая область плазмы, где устанавливается локальное термодинамическое равновесие как по поступательным, так и по внутренним степеням свободы частиц. Поскольку для рассматриваемых условий толщина кнудсеновского слоя $L_K \leq 10^{-2}$ см оказывается значительно меньше характерных поперечных размеров зоны контакта плазмы с поверхностью металла и радиуса кривизны этой поверхности $a \cong 10^{-1}$ см, кнудсеновский слой, а тем более предслой и слой пространственного заряда, можно в дальнейшем считать плоскими и квазиодномерными. Последнее означает, что пространственным изменением характеристик плазмы вдоль границы слоев можно пренебречь по сравнению с их изменением поперек каждого слоя.

В рамках такого подхода приповерхностная плазма фактически состоит из двух основных областей — неравновесной ($x < L_K$) и гидродинамической ($x > L_K$), для которой первая область является поверхностью разрыва. Следует отметить, что ввиду малости величины L_K по сравнению с характерными размерами гидродинамической области плазмы достаточно хорошим приближением при описании гидродинамических процессов является условное совмещение внешней границы кнудсеновского слоя с поверхностью металла. Параметры плазмы на этой границе (концентрации и температуры частиц, скорость и давление плазмы), играющие роль граничных условий для нахождения зна-

чений указанных величин в гидродинамической области, могут быть вычислены, если известны функции распределения плазменных частиц по скоростям. В общем случае для их определения необходимо решать сложную систему кинетических уравнений относительно функций распределения частиц всех сортов с учетом взаимодействия заряженных частиц с электрическим полем в предслое и в слое пространственного заряда, а также неупругих процессов в ионизационной области (ионизация, рекомбинация, перезарядка и др.). Точное решение такой задачи в настоящее время отсутствует, поэтому предлагается использовать приближенный подход, основанный на введении определенных допущений относительно вида функций распределения на границах слоев и получении балансных соотношений для потоков частиц, потоков их импульса и энергии. Подобный подход применялся ранее для описания кнудсеновского слоя, который образуется вблизи поверхности металла, испаряющегося под воздействием мощного лазерного излучения в вакуум [6] и в газ с противодавлением [1], а также при испарении металла в плазму в катодном пятне вакуумной электрической дуги [7, 8].

Прежде чем реализовать предлагаемый подход, рассмотрим более детально процессы, протекающие в кнудсеновском слое, который формируется вблизи поверхности металла при его испарении в плазму внешнего газа атмосферного давления. Предположим, что между плазмой и этим металлом протекает электрический ток (при дуговой или комбинированной сварке), причем в дальнейшем будет рассматриваться только тот случай, когда металл является анодом дуги. Что касается лазерной сварки, то в этом случае электрический ток между плазмой и поверхностью будет полагаться равным нулю.

Токперенос и распределение потенциала в кнудсеновском слое. Допустим, что плазма на внешней границе кнудсеновского слоя характеризуется следующими параметрами: n_e^0 — концентрация электронов; $n_{\alpha 0}^0$ — концентрация атомов; $n_{\alpha z}^0$ — концентрация ионов ($\alpha = g$ — для частиц внешнего газа; $\alpha = m$ — для частиц металла; Z — зарядовое число); Ze — заряд иона; e — элементарный заряд; T_e — температура электронов; T — температура тяжелых частиц, предполагаемая одинаковой для всех сортов атомов и ионов, но отличной от T_e (двухтемпературная модель плазмы); m_e — масса электрона; M_α — массы тяжелых частиц (атомов и ионов) газа и металла; j — нормальная к поверхности металла компонента плотности электрического тока в приповерхностной плазме. Как уже было отмечено, при давлении внешнего газа, близком к атмосферному, кнудсеновский слой может считаться тонким и квазиодномерным. Посему значения величин n_e^0 , $n_{\alpha 0}^0$, $n_{\alpha z}^0$, T_e , T и j можно рассматривать как локальные параметры, соответствующие определенной точке поверхности металла, характеризующейся локальным значением температуры его поверхности T_{ms} .

Будем считать, что перенос тока в кнудсеновском слое осуществляется только электронами и ионами, поступающими из плазмы (предполагается, что все



ионы, попавшие на поверхность металла, рекомбинируют там и возвращаются в плазму в виде атомов; отсутствуют потоки электронов, отраженных от поверхности и эмитируемых металлом). Тогда суммарная плотность электрического тока j , текущего из плазмы на поверхность (в случае лазерной плазмы $j = 0$), может быть представлена в виде

$$j = j_e - j_i, \tag{1}$$

где j_e — плотность электронного тока на поверхность металла;

$$j_i = \sum_{\alpha, Z \geq 1} j_{\alpha Z}$$

— суммарная плотность ионного тока (для ионов всех сортов и зарядов), причем в качестве направления тока в плазме принято направление движения электронов.

Численные оценки показывают, что для рассматриваемых условий характерные длины свободного пробега электронов $l_{ea} \cong 10^{-2}$ см соизмеримы с L_K , поэтому электронную компоненту плазмы в пределах кнудсеновского слоя с достаточной степенью точности можно считать бесстолкновительной, а температуру электронов постоянной по толщине этого слоя. Кроме того, поскольку потенциал плазмы оказывается, как правило, выше потенциала поверхности металла, что выполняется вплоть до значений $j \cong 10^5$ А/см², движение электронов тормозится электрическим полем, а ионов — ускоряется по направлению к поверхности. В этом случае распределение концентрации электронов в кнудсеновском слое может быть принято в виде бoльцмановского распределения:

$$n_e(x) = n_e^0 \exp\left[-\frac{e[\Phi^0 - \Phi(x)]}{k_B T_e}\right], \tag{2}$$

где Φ^0 — потенциал плазмы относительно поверхности металла ($\Phi^0 > 0$); $\Phi(x)$ — распределение потенциала в этом слое (см. рис. 1); k_B — постоянная Больцмана. Тогда плотность тока электронов, достигающих поверхности, может быть определена с помощью соотношения

$$j_e = \frac{1}{4} en_e^0 v_{Te} \exp\left(-\frac{e\Phi^0}{k_B T_e}\right), \tag{3}$$

где $v_{Te} = \sqrt{\frac{8k_B T_e}{\pi m_e}}$ — тепловая скорость электронов на внешней границе слоя.

Для вычисления значений ионных токов, текущих на поверхность металла, необходимо рассмотреть процессы в ионизационной области, где происходит интенсивная генерация ионов и их ускорение к поверхности. Для этого используем подход, предложенный в работах [9, 10]. Он основывается на предположении, что длина свободного пробега ионов относительно кулоновских столкновений между собой l_{ii} значительно меньше соответствующей длины для упругих столкновений ионов с атомами l_{ia} и длины свободного пробега атомов по отношению к актам ионизации l_{ion} . Характерные значения указанных величин для рассматриваемых

условий следующие: $l_{ii} \cong 10^{-5}$ см; $l_{ia} \cong 10^{-2}$ см; $l_{ion} \cong 10^{-2}$ см. В данном случае можно считать, что ионы в предслое плазмы интенсивно максвеллизированы и приобретают общую скорость направленного движения $V_i(x)$, для определения которой можно использовать уравнение движения «ионной жидкости» как целого:

$$\sum_{\alpha, Z \geq 1} M_{\alpha} n_{\alpha Z} V_i \frac{dV_i}{dx} + \frac{dp_i}{dx} + \sum_{\alpha, Z \geq 1} Z e n_{\alpha Z} \frac{d\Phi}{dx} = 0, \tag{4}$$

где $p_i(x) = \sum_{\alpha, Z \geq 1} n_{\alpha Z}(x) k_B T$ — полное ионное давление

(температура тяжелых компонент полагается постоянной по толщине предслоя). Поскольку предполагается, что все ионные компоненты ускоряются как целое, то, учитывая квазинейтральность плазмы в ионизационной области и используя зависимость $n_e(x)$, определяемую формулой (2) в явном виде, решение этого уравнения можно записать следующим образом:

$$V_i^2(x) = \frac{\sum_{\alpha, Z \geq 1} 2 \left(Z + \frac{T}{T_e} \right) e n_{\alpha Z}^0}{\sum_{\alpha, Z \geq 1} M_{\alpha} n_{\alpha Z}^0} [\Phi^0 - \Phi(x)], \tag{5}$$

где начальная скорость ионов на внешней границе предслоя полагается пренебрежимо малой.

Для нахождения концентраций заряженных частиц на границе слоя пространственного заряда используем уравнения непрерывности для каждой ионной компоненты. Умножив эти уравнения на соответствующее значение Z , просуммировав по всем сортам и зарядам ионов с учетом условия квазинейтральности плазмы в ионизационной области, получим

$$\frac{d(n_e V_i)}{dx} = \sum_{\alpha, Z \geq 1} Z \dot{n}_{\alpha Z} \neq 0, \tag{6}$$

где $\dot{n}_{\alpha Z}$ — скорость изменений концентраций соответствующих ионов, связанная с неупругими процессами. Без решения этого уравнения можно сразу определить концентрацию заряженных частиц на границе предслоя и слоя пространственного заряда.

Выбрав в качестве этой границы такое значение \bar{x}^* , при котором нарушается условие квазинейтральности плазмы, т. е. $\frac{dn_e}{dx} \Big|_{x=\bar{x}^*} = \infty$ [11], с помощью (6)

находим

$$\bar{n}_e = n_e^0 \exp\left(-\frac{1}{2}\right); \bar{n}_{\alpha Z} = n_{\alpha Z}^0 \exp\left(-\frac{1}{2}\right), \tag{7}$$

$$\alpha = m, g; Z \geq 1$$

и, согласно (2),

*Здесь и далее черта над буквой означает, что величина относится к внешней границе слоя пространственного заряда.



$$\bar{\varphi} = \varphi^0 - \frac{1}{2} \frac{k_B T_e}{e} \quad (8)$$

Подставив (8) в (5), получим выражение, определяющее скорость ионов на границе слоя пространственного заряда

$$\bar{V}_i = \sqrt{\frac{k_B T_e}{M_\alpha} \frac{\sum_{\alpha; Z \geq 1} (Z + \frac{T_e}{T}) n_{\alpha Z}^0}{\sum_{\alpha; Z \geq 1} M_\alpha n_{\alpha Z}^0}} \quad (9)$$

Используя (7), запишем плотности ионных токов на поверхности металла в следующем виде:

$$j_{\alpha Z} = Z e n_{\alpha Z}^0 \exp\left(-\frac{1}{2}\right) \bar{V}_i, \quad \alpha = m, g; Z \geq 1. \quad (10)$$

Определив электронную и ионные составляющие электрического тока, текущего из плазмы на поверхность, можно найти потенциал плазмы относительно металла. Подставляя (3) и (10) в уравнение (1), получим

$$\varphi^0 = -\frac{k_B T_e}{e} \ln \left[\frac{e n_e^0 v_{Te}}{4[j + \sum_{\alpha; Z \geq 1} Z e n_{\alpha Z}^0 \exp(-\frac{1}{2}) \bar{V}_i]} \right] \quad (11)$$

Особо следует отметить, что скорость ионов на границе предслоя, определяемая выражением (9), должна удовлетворять критерию образования слоя пространственного заряда (критерий Боба [12]). Для нахождения указанного критерия в случае многокомпонентной плазмы используем подход, описанный в [11]. Полагаем, что все ионы «холодные», имеющие общую скорость движения \bar{V}_i по направлению к поверхности металла. С учетом того, что электроны имеют бoльцмановское распределение и отсутствуют потоки заряженных частиц с поверхности металла, уравнение Пуассона для бесстолкновительного слоя пространственного заряда можно записать следующим образом:

$$\frac{d^2 \varphi}{dx^2} = 4\pi e \left\{ \bar{n}_e \exp\left[-\frac{e(\bar{\varphi} - \varphi)}{k_B T_e}\right] - \sum_{\alpha; Z \geq 1} \frac{Z \bar{n}_{\alpha Z}}{\sqrt{1 + \frac{2Ze(\bar{\varphi} - \varphi)}{M_\alpha \bar{V}_i^2}}} \right\}. \quad (12)$$

Условие существования решения этого уравнения при $x \leq \bar{x}$ можно найти, умножив его на $d\varphi/dx$, проинтегрировав от \bar{x} до x и полагая (см. [11])

$$\frac{d\varphi}{dx} \Big|_{x=\bar{x}} \approx 0.$$

Разложив полученное решение в ряд вблизи точки $x = \bar{x}$ ($\varphi \approx \bar{\varphi}$) и используя условие квазинейтральности плазмы на границе слоев, находим выражение, обобщающее критерий Боба для случая

незамагниченной плазмы, содержащей ионы разных масс и зарядов:

$$\bar{V}_i \geq \sqrt{\frac{k_B T_e}{M_\alpha} \sum_{\alpha; Z \geq 1} \frac{Z^2 n_{\alpha Z}^0}{n_e^0 M_\alpha}}, \quad (13)$$

что согласуется с (9).

Наконец, решение уравнения Пуассона (12) для слоя пространственного заряда позволяет вычислить напряженность электрического поля на поверхности металла

$$E_s = -\frac{d\varphi}{dx} \Big|_{x=0}.$$

Это необходимо для определения тока эмиссии и оценки его вклада в токоперенос между плазмой и металлом. Полагая в первом интеграле этого уравнения $x = 0$ ($\varphi = 0$), можно показать, что в рассматриваемых условиях $E_s \leq 10^6$ В/см и характерные значения плотности тока термоавтоэлектронной эмиссии, например для железа, при $T_{ms} \cong 3000$ К не превышают 10 А/см² (для сравнения, $j_i \cong 10^3$ А/см²). Таким образом, пренебрегая током эмиссии при записи выражения (1), имеем достаточно хорошее приближение.

Испарение металла в плазму с противодавлением. Рассмотрим испарение металла в плазму окружающего газа, имеющего давление p^0 . При попадании в плазму часть испарившихся атомов ионизируется. В результате при давлении ионизированного пара меньше p^0 приповерхностная плазма содержит, наряду с электронами, атомами и ионами внешнего газа (газ в дальнейшем предполагается атомарным), атомы и ионы металла, т. е. является двухкомпонентной. При увеличении давления пара выше p^0 он начинает оттеснять плазму внешнего газа и формируется поток ионизированного металлического пара (однокомпонентной плазмы) с поверхности металла.

В обоих случаях для нахождения характеристик плазмы на внешней границе кнудсеновского слоя будем использовать общий подход, аналогичный приведенному в [1], с учетом того, что внешняя по отношению к металлу среда ионизирована [7, 8] и может быть одно- или двухкомпонентной. Суть предлагаемого подхода заключается в следующем. При переходе через кнудсеновский слой должны сохраняться потоки тяжелых частиц (атомов и ионов) отдельно для газовой и металлической компонент плазмы (предполагается, что внешний газ является инертным и не вступает в химические реакции с атомами металла), а также потоки их импульса и суммарный поток энергии поступательного движения всех тяжелых частиц. Поскольку тяжелые компоненты плазмы в гидродинамической области могут иметь неравные скорости (например, при диффузионном режиме испарения), но, как предполагается, — одинаковую температуру, балансные соотношения для потока импульса записываются отдельно для каждой компоненты, а для потока энергии — суммарно. Кроме того, при записи этих соотношений необходимо учитывать соответствующие вклады в потоки импульса и энергии ионов от электрического поля в объеме кнудсеновского



слоя. Все получаемые балансные соотношения следует рассматривать как локально-одномерные, по аналогии с обычными газодинамическими разрывами [13].

Следуя [1], зададим функции распределения тяжелых частиц по скоростям на границах кнудсеновского слоя в явном виде. Учитывая то, что на внешней границе слоя устанавливается равновесие по поступательным степеням свободы тяжелых частиц, соответствующие функции распределения при $x = L_K$ могут быть заданы в виде локально-максвелловских распределений:

$$f_{mz}(\vec{v}) = n_{mz}^0 \left(\frac{M_m}{2\pi k_B T} \right)^{3/2} \exp \left\{ -\frac{M_m}{2k_B T} [(v_x - u)^2 + v_{\parallel}^2] \right\}, \quad Z \geq 0; \quad (14)$$

$$f_{gz}(\vec{v}) = n_{gz}^0 \left(\frac{M_g}{2\pi k_B T} \right)^{3/2} \exp \left\{ -\frac{M_g}{2k_B T} [v_x^2 + v_{\parallel}^2] \right\}, \quad Z \geq 0, \quad (15)$$

где u — средняя скорость частиц металла ($u \geq 0$); $v_{\parallel}^2 = v_y^2 + v_z^2$. При записи (15) учитывается, что средняя скорость тяжелых частиц газа равна нулю, т. е. потоки атомов и ионов газа на поверхность металла компенсируются потоком атомов газа, испускаемых этой поверхностью, поскольку предполагается, что частицы газа не проникают в глубь металла и не накапливаются на его поверхности.

В качестве второй границы для получения балансных соотношений вместо поверхности металла можно выбрать внешнюю границу слоя пространственного заряда, являющегося в рассматриваемых условиях тонким ($\bar{x} \ll L_K$) и бесстолкновительным. Такой выбор обусловлен тем, что на этой границе уже определены концентрация и скорости ионов, а функции распределения атомов можно считать неизменными в пределах слоя пространственного заряда. Тогда для атомов металла при $x = \bar{x}$ можно принять [1]

$$f_{m0}(\vec{v}) = \begin{cases} n_{ms} \left(\frac{M_m}{2\pi k_B T_{ms}} \right)^{3/2} \exp \left\{ -\frac{M_m}{2k_B T_{ms}} [v_x^2 + v_{\parallel}^2] \right\}, & v_x > 0; \\ \beta_{m0} n_{m0}^0 \left(\frac{M_m}{2\pi k_B T} \right)^{3/2} \exp \left\{ -\frac{M_m}{2k_B T} [(v_x - u)^2 + v_{\parallel}^2] \right\}, & v_x < 0. \end{cases} \quad (16)$$

Здесь β_{m0} — коэффициент пропорциональности, фактически определяющий, какая часть испарившихся атомов возвращается на поверхность металла; n_{ms} — концентрация атомов насыщенного пара вблизи поверхности металла [6], соответствующая данному локальному значению температуры этой поверхности T_{ms} :

$$n_{ms} = \left(\frac{2\pi M_m v_0^{*2}}{k_B T_{ms}} \right)^{3/2} \exp \left(-\frac{\lambda_v}{k_B T_{ms}} - 1 \right), \quad (17)$$

где v_0^* — эффективная дебаевская частота колебаний атомов в металле; λ_v — работа выхода атома из расплава. Что касается той части функции распределения, которая описывает поведение атомов металла, возвращающиеся на поверхность ($v_x < 0$), то она, согласно [1], предполагается пропорцио-

нальной функции распределения атомов на внешней границе кнудсеновского слоя (14).

Учитывая принятое допущение, что все ионы металла, приходящие на его поверхность рекомбинируют вблизи нее, поглощаются поверхностью и испускаются только в виде атомов, для ионов металла при $x = \bar{x}$ можно записать

$$f_{mz}(\vec{v}) = \begin{cases} 0, & v_x > 0; \\ \beta_{mi} n_{mz}^0 \left(\frac{M_m}{2\pi k_B T} \right)^{3/2} \exp \left\{ -\frac{M_m}{2k_B T} [(v_x - u_{mi})^2 + v_{\parallel}^2] \right\}, & v_x < 0; Z \geq 1. \end{cases} \quad (18)$$

Здесь коэффициент β_{mi} учитывает изменение концентрации ионов металла на границе слоя пространственного заряда по сравнению с их концентрацией на внешней границе кнудсеновского слоя, а введение параметра $u_{mi} \neq u$ ($u_{mi} < 0$) позволяет учесть скорость ионов, возвращающихся на поверхность металла, которую они приобретают в предслое плазмы.

По аналогии с (16), (18) для тяжелых частиц газа при $x = \bar{x}$ можно записать

$$f_{g0}(\vec{v}) = \begin{cases} n_{gs} \left(\frac{M_g}{2\pi k_B T_{ms}} \right)^{3/2} \exp \left\{ -\frac{M_g}{2k_B T_{ms}} [v_x^2 + v_{\parallel}^2] \right\}, & v_x > 0; \\ \beta_{g0} n_{g0}^0 \left(\frac{M_g}{2\pi k_B T} \right)^{3/2} \exp \left\{ -\frac{M_g}{2k_B T} [v_x^2 + v_{\parallel}^2] \right\}, & v_x < 0 \end{cases} \quad (19)$$

и

$$f_{gz}(\vec{v}) = \begin{cases} 0, & v_x > 0; \\ \beta_{gi} n_{gz}^0 \left(\frac{M_g}{2\pi k_B T} \right)^{3/2} \exp \left\{ -\frac{M_g}{2k_B T} [(v_x - u_{gi})^2 + v_{\parallel}^2] \right\}, & v_x < 0; Z \geq 1, \end{cases} \quad (20)$$

где параметры функций распределения тяжелых частиц газа β_{g0} , β_{gi} и u_{gi} имеют тот же смысл, что и для частиц металла.

Для определения параметров функций распределения ионов $\beta_{\alpha i}$ и $u_{\alpha i}$ ($\alpha = m, g$) поступим следующим образом. С помощью (18), (20) вычислим концентрацию ионов всех сортов, а также и их скорости, предполагающиеся равными, на внешней границе слоя пространственного заряда:

$$\bar{n}_{\alpha z} = \int f_{\alpha z}(\vec{v}) d\vec{v}; \quad \bar{V}_i = \frac{1}{\bar{n}_{\alpha z}} \int v_x f_{\alpha z}(\vec{v}) d\vec{v}; \quad \alpha = m, g; \quad Z \geq 1. \quad (21)$$

Приравняв полученные результаты соответственно к выражениям (7) и (9), получим

$$\beta_{\alpha i} = \frac{2 \exp\left(-\frac{1}{2}\right)}{1 - \Phi(\gamma_{\alpha i})}; \quad (22)$$

$$w_{\alpha i} \equiv \bar{V}_i \left(\frac{2\pi M_{\alpha}}{k_B T} \right)^{1/2} = \frac{2 \{ \exp(-\frac{1}{2}) - \gamma_{\alpha i} \sqrt{\pi} [1 - \Phi(\gamma_{\alpha i})] \}}{1 - \Phi(\gamma_{\alpha i})}, \quad \alpha = m, g,$$

где

$$\gamma_{\alpha i} = - \left(\frac{M_{\alpha} u_{\alpha i}^2}{2k_B T} \right), \quad \alpha = m, g; \quad (23)$$



$w_{\alpha i}$ — безразмерные скорости ионов, возвращающихся на поверхность металла; $\Phi(x) = 2/\sqrt{\pi} \int_0^x \exp(-\xi^2) d\xi$ — интеграл вероятности. Для сравнения отметим, что в работах [7, 8] вычисляемая на внутренней границе кнудсеновского слоя скорость ионов металла приравнивалась к u_{mi} , что, по сути, не справедливо для полумаксвелловских функций распределения типа (18).

Если задать функцию распределения тяжелых частиц на границах ионизационной области в явном виде, то легко получить искомые балансные соотношения, приравняв результаты вычисления соответствующих потоков при $x = L_K$ и $x = \bar{x}$. При этом потоки импульса и энергии при $x = \bar{x}$ должны вычисляться с учетом притока импульса и энергии ионов со стороны электрического поля в объеме этой области. Тогда, учитывая (22), (23) и вводя обозначение безразмерной скорости пара на границе кнудсеновского слоя

$$\gamma_m = \left(\frac{M_m u^2}{2k_B T} \right)^{1/2} \quad (24)$$

(здесь u — скорость металлического пара на внешней границе кнудсеновского слоя), искомые балансные соотношения можно записать следующим образом:

для потоков частиц

$$n_{ms} T_{ms}^{1/2} = \left(n_{m0}^0 [2\gamma_m \sqrt{\pi} + \beta_{m0} \{ \exp(-\gamma_m^2) - \gamma_m \sqrt{\pi} [1 - \Phi(\gamma_m)] \}] + \sum_{Z \geq 1} n_{mZ}^0 [2\gamma_m \sqrt{\pi} + \exp(-\frac{1}{2} w_{mi}^2)] \right) T^{1/2}; \quad (25)$$

$$n_{gs} T_{ms}^{1/2} = \left(n_{g0}^0 \beta_{g0} + \sum_{Z \geq 1} n_{gZ}^0 \exp(-\frac{1}{2} w_{gi}^2) \right) T^{1/2}; \quad (26)$$

для потоков импульса

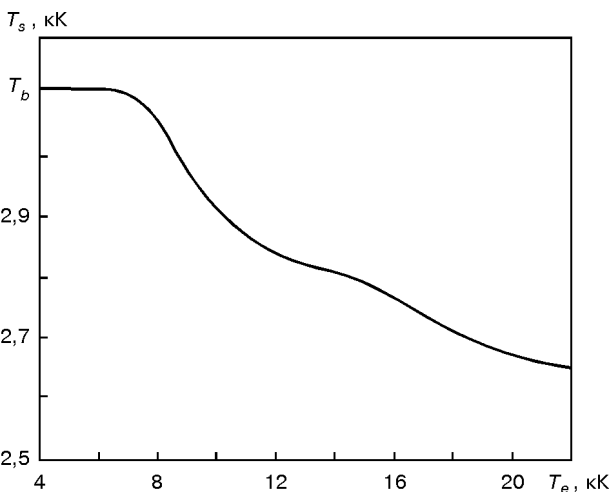


Рис. 2. Зависимость температуры поверхности железа T_s , при которой давление ионизированного пара равно атмосферному, от температуры электронов T_e плазмы

$$n_{ms} T_{ms} = \left(n_{m0}^0 [2(1 + 2\gamma_m^2) + \beta_{m0}] \left\{ \frac{2\gamma_m}{\sqrt{\pi}} \exp(-\gamma_m^2) - (1 + 2\gamma_m^2) [1 - \Phi(\gamma_m)] \right\} \right) + \sum_{Z \geq 1} n_{mZ}^0 [2(1 + 2\gamma_m^2) - \exp(-\frac{1}{2} w_{mi}^2) - \frac{\gamma_{mi} w_{mi}}{\sqrt{\pi}}] T; \quad (27)$$

$$n_{gs} T_{ms} = \left(n_{g0}^0 (2 - \beta_{g0}) + \sum_{Z \geq 1} n_{gZ}^0 [2 \left(1 - \exp(-\frac{1}{2} w_{gi}^2) \right) \times \left(1 - \frac{w_{gi}^2}{2\pi} - \frac{\gamma_{gi} w_{gi}}{\sqrt{\pi}} \right) \right] \right) T; \quad (28)$$

для потока энергии

$$\left(\frac{n_{ms}}{\sqrt{M_m}} + \frac{n_{gs}}{\sqrt{M_g}} \right) T_{ms}^{3/2} = \left(\frac{n_{m0}^0}{\sqrt{M_m}} \left[\gamma_m \left(\frac{5}{2} + \gamma_m^2 \right) \sqrt{\pi} + \beta_{m0} \left\{ \left(1 + \frac{\gamma_m^2}{2} \right) \exp(-\gamma_m^2) - \frac{\gamma_m}{2} \left(\frac{5}{2} + \gamma_m^2 \right) \right\} \right] \times \sqrt{\pi} [1 - \Phi(\gamma_m)] \right) + \sum_{Z \geq 1} \frac{n_{mZ}^0}{\sqrt{M_m}} \left[\gamma_m \left(\frac{5}{2} + \gamma_m^2 \right) \sqrt{\pi} + \exp(-\frac{1}{2} w_{mi}^2) \left(1 - \frac{w_{mi}^2}{8\pi} + \frac{\gamma_{mi}^2}{2} \right) w_{mi} - \frac{\gamma_{mi} \sqrt{\pi}}{2} \right] + \frac{n_{g0}^0}{\sqrt{M_g}} \beta_{g0} + \sum_{Z \geq 1} \frac{n_{gZ}^0}{\sqrt{M_g}} \exp(-\frac{1}{2} w_{gi}^2) \times \left[\left(1 - \frac{w_{gi}^2}{8\pi} + \frac{\gamma_{gi}^2}{2} \right) w_{gi} - \frac{\gamma_{gi} \sqrt{\pi}}{2} \right] \right) T^{3/2}. \quad (29)$$

Таким образом, для определения n_{m0}^0 , n_{gs} , β_{m0} , β_{g0} и T имеем систему пяти уравнений (25)–(29). Остальные параметры $n_{\alpha Z}^0$ ($\alpha = m, g$), входящие в эту систему уравнений, находятся из условий ионизационного равновесия в гидродинамической области плазмы, концентрация атомов насыщенного пара n_{ms} определяется выражением (17), а температура поверхности металла T_{ms} и безразмерная скорость пара на границе кнудсеновского слоя γ_m являются внешними параметрами.

Как уже отмечалось выше, в том случае, когда давление ионизированного пара превышает внешнее давление

$$n_e^0 k_B T_e + \sum_{Z \geq 0} n_{mZ}^0 k_B T > p^0$$

реализуется конвективный режим испарения и приповерхностная плазма становится однокомпонентной. При этом система балансных соотношений упрощается и сводится к трем уравнениям (25), (27) и (29) при $n_{gs} = n_{gZ}^0 = 0$ ($Z \geq 0$) относительно неизвестных n_{m0}^0 , β_{m0} и T .

При отсутствии ионизации ($n_{\alpha Z}^0 = 0$, $\alpha = m, g$; $Z \geq 1$) полная система уравнений (25)–(29) обобщает результаты [1], полученные для случая быстрого поверхностного испарения металла в газ с про-



тиводавлением (конвективный режим) и для диффузионного испарения, когда внешняя среда является многокомпонентной. При конвективном режиме испарения во внешний газ без ионизации ($n_{m0}^0 k_B T > p^0$) данная система имеет известное аналитическое решение [1], а при диффузионном режиме ($n_{m0}^0 k_B T \leq p^0$), полагая скорость диффузии атомов пара во внешний газ пренебрежимо малой ($\gamma_m \approx 0$), это решение можно приближенно представить в виде

$$n_{m0}^0 = n_{ms}; \quad n_{gs} = n_{g0}^0 = \frac{p^0}{k_B T} - n_{m0}^0; \quad \beta_{m0} = \beta_{g0} = 1; \quad T = T_{ms}. \quad (30)$$

Указанные решения могут быть использованы, например, для расчета потока массы Q_M и потока энергии Q_E с поверхности расплава, а также давления P на эту поверхность при лазерной обработке металлов без образования приповерхностной плазмы. Вычислив соответствующие потоки, находим [2]

$$\begin{aligned} Q_M &= M \frac{n_{m0}^0}{m} M_s; \\ Q_E &= \frac{5}{2} n_{m0}^0 k_B T M_s \left(1 + \frac{1}{3} M^2\right) + \frac{\lambda_v}{M} Q_M; \\ P &= n_{m0}^0 k_B T \left(1 + \frac{5}{3} M^2\right) + n_{g0}^0 k_B T, \end{aligned} \quad (31)$$

где $M \equiv u/s$ — число Маха для потока пара на внешней границе кнудсеновского слоя; $s = \sqrt{5k_B T / 3M_m}$ — местная скорость звука (пар предполагается одноатомным идеальным газом). Из соотношений (30) и (31) следует, что при диффузионном режиме испарения ($M \approx 0$) результирующие потоки массы и энергии практически равны нулю, а давление на поверхность расплава равно внешнему давлению (т. е. пар при таких условиях можно считать насыщенным).

Проведенный анализ кнудсеновского слоя плазмы не позволяет вычислить значение M для потока пара на внешней границе слоя. Иными словами, скорость разлета пара может быть задана произвольно без нарушения законов сохранения массы, импульса и энергии при переходе через кнудсеновский слой. Этот результат не является неожиданным, поскольку то же самое справедливо и в отношении условий Ренкина–Гюгонио для ударных волн [13]. Значения величины u (или M) определяются состоянием течения плазмы в гидродинамической области, а также требованием, чтобы кнудсеновский слой оставался присоединенным к поверхности металла [1].

Процессы ионизации и состав плазмы за пределами кнудсеновского слоя. Для замыкания полученной выше системы балансных соотношений необходимо определить концентрацию всех заряженных частиц на внешней границе кнудсеновского слоя. Поскольку предполагается, что плазма в гидродинамической области является квазинейтральной и ионизационно-равновесной, состав такой многокомпонентной плазмы можно определить используя следующую систему уравнений:

уравнения Саха с учетом неидеальности плазмы [14]

$$\begin{aligned} \frac{n_e^0 n_{\alpha Z+1}^0}{n_{\alpha Z}^0} &= \left(\frac{2\pi m_{\alpha} k_B T_e}{h^2} \right)^{3/2} \times \\ &\times \frac{2\theta_{\alpha Z}^0}{\theta_{\alpha Z}} \exp \left[- \frac{e(U_{\alpha Z} - \Delta U_Z)}{k_B T_e} \right], \quad \alpha = m, g; \quad Z \geq 0 \end{aligned} \quad (32)$$

(здесь h — постоянная Планка; $\theta_{\alpha Z}$ — статистические суммы для тяжелых частиц сорта αZ ; $U_{\alpha Z}$ — их потенциалы ионизации для перехода частиц сорта α из зарядового состояния Z в состояние $Z + 1$; $\Delta U_Z = e(Z + 1)/r_D$ — снижения соответствующих потенциалов ионизации, обусловленные взаимодействием заряженных частиц в плазме);

радиус Дебая

$$r_D = \left[\frac{k_B T_e}{\sum_{\alpha; Z \geq 1} n_{\alpha Z}^0 (Ze)^2} \right]^{1/2};$$

условие квазинейтральности плазмы

$$n_e^0 = \sum_{\alpha; Z \geq 1} n_{\alpha Z}^0 Z, \quad \alpha = m, g; \quad (33)$$

закон парциального давления, определяющий полное газостатическое давление плазмы (с учетом электронного давления) на внешней границе кнудсеновского слоя

$$p = n_e^0 k_B T_e + \sum_{Z \geq 0} n_{mZ}^0 k_B T + \sum_{Z \geq 0} n_{gZ}^0 k_B T, \quad (34)$$

где

$$p = \begin{cases} p^0, & n_e^0 k_B T_e + \sum_{Z \geq 0} n_{mZ}^0 k_B T \leq p^0; \\ n_e^0 k_B T_e + \sum_{Z \geq 0} n_{mZ}^0 k_B T, & n_e^0 k_B T_e + \sum_{Z \geq 0} n_{mZ}^0 k_B T > p^0, \end{cases} \quad (35)$$

а снижением давления вследствие неидеальности плазмы пренебрегается.

Уравнения (32)–(35) замыкают систему уравнений для описания кнудсеновского слоя, возникающего вблизи поверхности металла при его испарении в плазму внешнего газа, и содержат дополнительный внешний параметр T_e — температуру электронов. Таким образом, полное рассмотрение кнудсеновского слоя можно произвести, задав всего три внешних параметра (T_{ms} , u и T_e), для определения которых необходимо использовать уравнение теплопроводности в объеме металла, уравнение движения плазмы в гидродинамической области и уравнение баланса энергии для плазменных электронов. Здесь следует отметить, что в рамках рассматриваемой модели приповерхностной плазмы плотность тока j , протекающего из плазмы на поверхность металла, не является независимым внешним параметром, определяющим процесс испарения, поскольку величина j не входит в явном виде ни в балансные соотношения, ни в уравнения для определения ионизационного состава плазмы.

Проанализируем приведенные выше соотношения для нахождения давления плазмы, определяющего ее движение в гидродинамической области. Как следует из (35), давление на внешней границе



кнудсеновского слоя остается постоянным ($p = p^0$) до тех пор, пока температура поверхности металла такова, что соответствующее значение парциального давления ионизированного пара меньше или равно значению внешнего давления, и начинает возрастать (при прочих равных условиях) с увеличением T_{ms} . Рост давления сопровождается разлетом пара и соответствующим увеличением давления на поверхность расплава, определяющего динамику ее движения в процессе воздействия лазерного пучка, электрической дуги или их комбинации. Роль граничной температуры поверхности, при которой начинается разлет пара во внешнюю среду атмосферного давления в отсутствие ионизации, играет температура кипения металла T_b , при которой давление насыщенного пара равно атмосферному. Влияние электронного давления, определяемого концентрацией и температурой электронов, на указанную граничную температуру можно проиллюстрировать с помощью графика, приведенного на рис. 2. На этом графике показана зависимость температуры поверхности железа, при которой

$$n_e^0 k_B T_e + \sum_{Z \geq 0} n_{mZ}^0 k_B T_{ms} = p^0 = 1 \cdot 10^5 \text{ Па,}$$

от температуры электронов плазмы, рассчитанная на основе упрощенных соотношений (30) с дальнейшим учетом ионизации (32) и квазинейтральности плазмы (33). Как следует из рис. 2, температура поверхности металла, выше которой давление на его поверхность начинает превышать атмосферное, при наличии ионизации оказывается существенно меньше T_b . При этом одновременно с ростом T_e наблюдается ее уменьшение. Таким образом, например, при нагреве металлов лазерным излучением небольшой мощности (не приводящим к образованию собственной лазерной плазмы) использование внешнего ионизатора, которым является электрическая дуга, позволяет существенно снизить пороговую температуру поверхности для перехода от теплопроводностного режима проплавления металла к более эффективному режиму глубокого проплавления. Наряду с дополнительным дуговым нагревом поверхности металла дугой, это является одной из основных причин повышения эффективности лазерно-дуговой сварки по сравнению с лазерной сваркой при использовании лазеров малой и средней мощности.

Выводы

1. Получена общая система уравнений для описания многокомпонентной плазмы, формирующейся вблизи испаряющейся поверхности металла при дуговой, лазерной или комбинированной сварке в защитных газах.

Model of a multicomponent plasma, forming over the metal surface in shielded-gas arc, laser and laser-arc welding, is suggested. The model is based on the system of balanced relations for flows of heavy particles, their impulse and energy in a Knudsen layer near the surface of metal evaporating to the external gas plasma. Expressions are obtained for determination of density of electron and ion current passing from plasma to the metal surface and for distribution of potential in multicomponent near-surface plasma (arc, laser or combined).

2. Данная система уравнений позволяет определить состав многокомпонентной приповерхностной плазмы, температуру тяжелых частиц, значения электронных и ионных токов, текущих из плазмы на поверхность, а также распределение потенциала в кнудсеновском слое в зависимости от локальных значений температуры поверхности металла и температуры электронной компоненты плазмы, скорости разлета пара и плотности тока на внешней границе кнудсеновского слоя.

3. Полученные уравнения составляют основу для расчета характеристик теплового и динамического воздействия дуговой, лазерной или комбинированной плазмы на поверхность сварочной ванны при соответствующих способах сварки в защитных газах.

Автор выражает благодарность Ю. Л. Васенину за участие в обсуждении публикуемого материала.

1. Knight Ch. J. Theoretical modeling of rapid surface vaporization with back pressure // AIAA J. — 1979. — **17**, № 5. — P. 519–523.
2. Воздействие лазерного излучения на материалы / Р. В. Арутюнян, В. Ю. Баранов, Л. А. Большов и др. — М.: Наука, 1989. — 367 с.
3. Бейлис И. И., Любимов Г. А., Раховский В. И. Диффузионная модель прикатодной области сильноточного дугового разряда // Докл. АН СССР. — 1972. — **203**, № 1. — С. 71–74.
4. Приэлектродные процессы в дуговых разрядах / М. Ф. Жуков, Н. П. Козлов, А. В. Пустогаров и др. — Новосибирск: Наука, 1982. — 157 с.
5. Анодные процессы в сильноточном дуговом разряде / Г. А. Дюжев, В. А. Немчинский, С. М. Школьник и др. // Химия плазмы. — 1983. — № 10. — С. 169–209.
6. Действие излучения большой мощности на металлы / С. И. Анисимов, Я. А. Имас, Г. С. Ходыко и др. — М.: Наука, 1970. — 272 с.
7. Бейлис И. И. К теории эрозионных процессов катодной области дугового разряда // Докл. АН СССР. — 1982. — **262**, № 6. — С. 1356–1361.
8. Бейлис И. И. Течение прикатодной плазмы дуги в кнудсеновском слое // Теплофизика высоких температур. — 1986. — **24**, № 3. — С. 437–444.
9. Зондовые измерения в низкотемпературной плотной плазме при высоких степенях ионизации / Ф. Г. Бахит, Г. А. Дюжев, Н. К. Митрофанов и др. // Журн. техн. физики. — 1973. — **43**, № 12. — С. 2574–2583.
10. Жаринов А. В., Сапожкин Ю. В. Динамика тяжелых частиц вблизи отрицательно заряженной стенки в плотной полностью ионизированной плазме // Физика плазмы. — 1983. — **9**, № 2. — С. 397–400.
11. Чен Ф. Электрические зонды // Диагностика плазмы / Под ред. Р. Хаддлстоуна, С. Леонарда. — М.: Мир, 1967. — С. 94–164.
12. Bohm D. The characteristics of electrical discharges in magnetic fields / Ed. A. Guthrie, R. K. Wakerling. — New York: McGraw-Hill, 1949. — 77 p.
13. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Гидродинамика. — М.: Наука, 1986. — 736 с.
14. Градиовский В. Л. Электрический ток в газе. Установившийся ток. — М.: Наука, 1971. — 543 с.

Поступила в редакцию 07.12.2000



АКСИАЛЬНОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ В ДУГЕ ПРИ СВАРКЕ ТИТАНА ВОЛЬФРАМОВЫМ ЭЛЕКТРОДОМ В АРГОНЕ*

Л. Е. ЕРОШЕНКО, В. П. ПРИЛУЦКИЙ, кандидаты техн. наук, В. Ю. БЕЛОУС, инж., В. Н. ЗАМКОВ, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Спектральным методом исследована реальная сварочная аргоновая дуга с неплавящимся вольфрамовым электродом, горящая на плавящемся титановом и неплавящемся медном водоохлаждаемом анодах. Получены экспериментальные данные о распределении температуры в столбе дуги по ее радиусу вблизи анода. Показано, что аксиальное распределение температуры в столбе дуги зависит от состояния анода. В области, прилегающей к аноду, температура дуги выше у плавящегося анода. Строение дуг в обоих случаях одинаково, т. е. не зависит от состояния анода.

Ключевые слова: сварочная дуга, спектр, температура дуги, титановый анод, неплавящийся анод, вольфрамовый электрод

Температура сварочной дуги является одним из основных параметров, определяющим ее технологические характеристики, а также физико-химические процессы, происходящие в зоне сварки. Поэтому данные о значениях температуры и ее распределении в реальной сварочной дуге необходимы как для оценки эффективности используемых методов повышения технологических возможностей дуги, так и для уточнения направленности и кинетики металлургических процессов.

Однако в литературе отсутствуют данные, полученные непосредственно в процессе сварки. В большинстве работ исследования выполнены с использованием неплавящегося (обычно медного водоохлаждаемого) анода [1–6]. Условия же экспериментов, при которых анод плавился [1, 7–14], значительно отличались от реальных условий сварки. При этом в качестве анода, как правило, использовали сплавы на основе железа. Литературные источники, в которых были бы приведены данные о температуре в дуге, горящей на плавящемся титановом аноде, нам не известны. В свою очередь, при исследованиях температуры в дугах, горящих на плавящихся стальных анодах, в ряде случаев были допущены некоторые методические неточности. К ним, например, можно отнести не всегда корректную обработку результатов спектральных исследований [1, 9–11, 13, 14] при выбранной ширине щели спектрографа [15], использование недостоверных значений вероятностей перехода спектральных линий [14] и др. Кроме того, в публикациях не указано, с какой погрешностью устанавливали расстояние от плоскости анода до плоскости поперечного сечения столба дуги, в которой производили съемку спектра. Следует также отметить и тот факт, что все исследования были выполнены на неподвижной относительно анода дуге (в отличие от реальных условий сварки).

*Работа выполнена при поддержке Государственного фонда фундаментальных исследований, проект № 4.04/578.

Вероятно, указанные выше методические погрешности повлияли на результаты определения температуры на оси дуги [9–13]. Например, как следует из указанных работ, при возрастании сварочного тока в 20 раз (от 20 до 400 А) температура в дуге повышается всего лишь на 600 К. Трудно согласиться и с результатами, полученными в работе [14]. В ней исследовали аргоновую дугу, используя вольфрамовый катод и аноды, изготовленные из хромоникелевой стали и алюминия. Среднюю по всему объему столба дуги температуру определяли по относительной интенсивности свечения спектральных линий ArI, ArII и CrI. Несмотря на то что интенсивное свечение атомных линий аргона может наблюдаться лишь при температуре более 6000 К [16], значения температуры, рассчитанные авторами работы [14] по спектральным линиям ArI, не превысили 4000 К при $I_{св} = 50$ А. Не ясна также причина уменьшения температуры дуги, которую определяли по спектральным линиям ArII — 13300...10900 (стальной анод) и 15400...14300 К (алюминиевый анод) при возрастании тока от 25 до 85 А. По-видимому, методическими погрешностями при съемке спектров и их обработке обусловлены также результаты, полученные в работе [1]. Они дают основание сделать вывод, что температура в дуге (при прочих равных условиях) вообще не зависит от состояния анода. По всей длине столба дуги, горящей на медном водоохлаждаемом и плавящемся стальном анодах, были получены одинаковые значения температур — около 11000 К вблизи катода и около 8000 К вблизи анода ($I_{св} = 100$ А, длина дуги 2 мм). Указанные значения температур вблизи анода значительно ниже, чем приведенные в работах [17, 18]. Как следует из этих работ, температура дуги вблизи анода из хромоникелевой стали, рассчитанная по относительной интенсивности свечения спектральных линий паров CaI и CaII, составляла около 5600 К (при $I_{св} = 250$ А), а рассчитанная по интенсивности континуума — около 14100 К (при $I_{св} = 70$ А). В некоторых работах [19–24] лишь по наличию в спектрах излучения дуги спектральных линий паров анода делается вывод об их присутствии в столбе дуги. Исходя

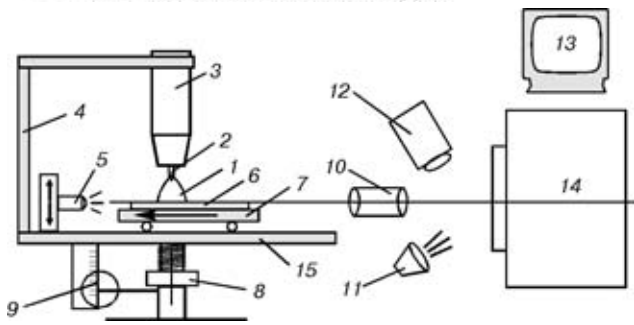


Рис. 1. Схема экспериментальной установки для исследования дуги: 1 — дуга; 2 — вольфрамовый электрод; 3 — горелка; 4 — станина; 5 — лазерный излучатель; 6 — анод (плавящийся или неплавящийся); 7 — стол; 8 — механизм аксиального перемещения анода; 9 — оптический измеритель расстояния; 10 — оптическая система; 11 — осветитель; 12 — телекамера; 13 — монитор; 14 — спектрограф; 15 — основание

из этого, авторы выполняли теоретические расчеты для двух- и трехкомпонентной плазмы и оценивали влияние паров анода на характеристики дуги [23, 24]. Поскольку экспериментально установлено [7, 8, 17, 18, 25], что пары материала анода не проникают в центральные участки столба дуги, то температура, рассчитанная по их свечению, может соответствовать лишь периферийной области дугового промежутка. Исходя из этого, методику определения температуры столба дуги, горящей на плавящемся аноде, по свечению спектральных линий паров материала анода следует считать некорректной.

Обращает внимание и весьма значительный разброс значений температуры дуги, полученных по спектральным линиям ArI и ArII [1, 14, 26], который может быть вызван погрешностями в методиках экспериментов.

Для повышения точности измерений при определении аксиального распределения температуры в дуге, горящей на плавящемся титановом аноде, была изменена методика эксперимента по сравнению используемой в работах [7, 8]. Это позволило выполнить съемку спектра излучения реальной сварочной дуги. В экспериментальной установке, представленной на рис. 1, сварочная горелка 3 с катодом 2 жестко закреплялась на основании 15 с помощью станины 4. По основанию перемещался сварочный стол 7, на котором располагали анод 6 (плавящийся титановый или неплавящийся медный водоохлаждаемый). Лазерным излучателем 5 освещали торец анода 6 и совмещали плоскость анода с кромкой щели спектрографа 14. Для этого использовали механизм аксиального перемещения анода 8 и оптическую систему 10. Изображение плоскости анода и щели спектрографа передавалось с десятикратным увеличением телекамерой 12 на монитор 13, снабженный координатной сеткой. Для повышения контрастности изображения щели спектрографа при настройке использовали осветитель 11. Съемку спектра столба дуги 1 в заданном сечении выполняли в процессе сварки, при этом расстояние от плоскости анода до заданного сечения контролировали с точностью до 0,1 мм оптическим измерителем расстояния 9. Скорость сварки составляла 8 м/ч.

Поперечные спектры дуги фотографировали на участках, расположенных через 0,5 мм по длине ду-

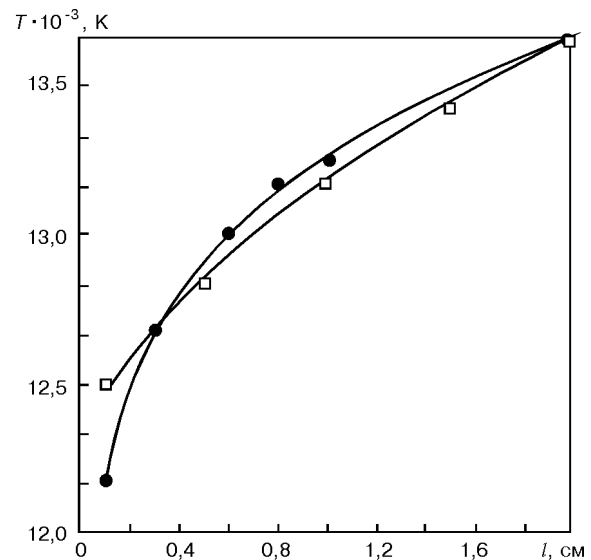


Рис. 2. Аксиальное распределение температуры в столбе дуги: □ — титановый анод; ● — медный анод; l — расстояние от анода

ги с помощью спектрографа с шириной щели 0,28 мм. Температуру дуги определяли по излучению континуума, так как этот метод менее подвержен случайным ошибкам. Использовали излучение континуума на длине волны $\lambda = 431,5$ нм, которое попадает в интервал $\lambda = 430 \dots 480$ нм, где интенсивность континуума аргоновой плазмы постоянна и не зависит от частоты излучения [27]. Коэффициент излучения для континуума в этой области частот записывается в следующем виде [2]:

$$\epsilon_v = 6,36 \cdot 10^{-54} \xi(v, T) n_e n_i / (kT)^{1/2} [\text{Вт}/(\text{см}^3 \cdot \text{с}^{-1})],$$

где $\xi(v, T)$ — функция, учитывающая отклонение данного атома от водородной модели; n_e, n_i — концентрация соответственно электронов и ионов; T — температура плазмы дуги; k — постоянная Больцмана. Для аргона температурная зависимость $\xi(v, T)$ весьма мала и ею можно пренебречь [27]. В указанном выше интервале частот спектра $\xi(v, T) \approx \text{const}$. Абсолютное значение этой величины по [2, 27] можно считать равным 2,3. Для изучения распределения температуры в дуге по выражению, приведенному выше, строилась теоретическая зависимость коэффициента излучения континуума от температуры. Состав аргоновой плазмы (n_e, n_i) в зависимости от температуры с наиболее полным учетом энергетических уровней рассчитан в работе [28]. Для экспериментального определения коэффициента излучения континуума и вычисления затем температуры дуги по рассчитанной теоретической зависимости $\epsilon(T)$, в качестве эталона излучения использовали аргоновую дугу, горящую на медном водоохлаждаемом аноде [3, 4]. Для получения локальных параметров плазмы по радиусу столба дуги неоднородность дугового разряда учитывали путем численного решения уравнения Абеля [2]. Пересчет наблюдаемых распределений $\epsilon_v(x)$ от центра к периферии столба дуги (в каждом его сечении) в радиальные коэффициенты излучения производили по 20 точкам с использованием таблиц из [29]. Переход от радиальных распределений

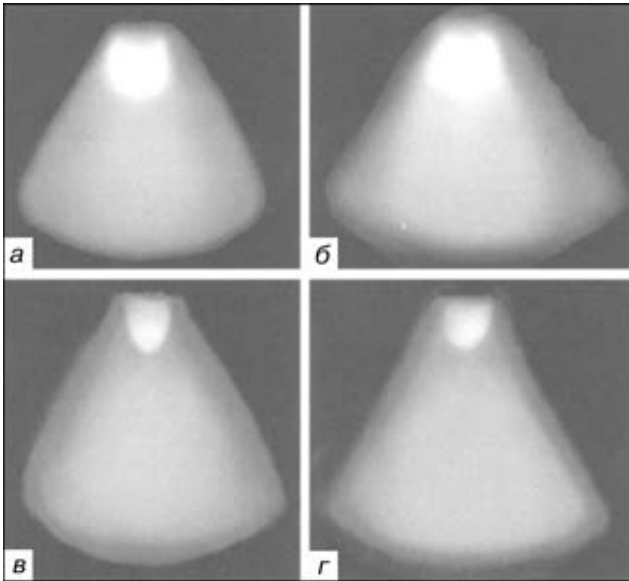


Рис. 3. Аргоновая дуга длиной 5 мм, горящая на медном водоохлаждаемом (а, в) и плавящемся титановом (б, г) анодах при $I_{св} = 100$ А: а, б — светофильтр с $\lambda_{max} = 421$ нм; в, г — то же с $\lambda_{max} = 650$ нм

коэффициентов излучения континуума к радиальному распределению температуры выполняли с помощью компьютерной обработки данных.

Одновременно со съемкой спектров дуги спектрографом проводили синхронную съемку дуги видеокамерой по методике, описанной в работе [30], затем отснятый материал просматривали и фотографировали изображение с экрана монитора.

При исследовании температуры дуги, горящей на плавящемся аноде размером $100 \times 50 \times 4$ мм из технического титана марки ВТ1-0, были выбраны те же режимы, что и в работах [3, 4, 6]. В этих работах изучали распределение температуры в дуге, горящей на медном водоохлаждаемом аноде при следующем режиме: $I_{св} = 100$ А, длина дугового промежутка — 5 мм, диаметр вольфрамового катода — 3 мм, угол его заточки — 30° . Это позволило сравнить аксиальное распределение температуры в дугах, горящих на плавящемся титановом и медном водоохлаждаемом анодах (рис. 2), а также структуру этих дуг (рис. 3). Как видно из рис. 2, значения температуры по длине дуги от катода к аноду совпадают для обоих типов анодов, вплоть до расстояния 1 мм от анода. В прианодном участке температура дуги, горящей на плавящемся титановом аноде, выше, что, по-видимому, вызвано наличием более высокой температуры в активном пятне плавящегося титанового анода. В то же время строение обеих дуг одинаково. Это видно из фотографий дуг, снятых со светофильтром, пропускающим излучение спектральных линий ArI, ArII и континуума (рис. 3, а, б), а также только излучение континуума аргоновой плазмы (рис. 3, в, г). В первом случае у торца катода наблюдается ярко светящееся ядро, наличие которого обусловлено усиленным свечением ионных линий аргона [5]. Во втором случае виден торец катода, погруженный в плазму.

Полученные результаты (с учетом данных работ [7, 8]) позволяют сделать вывод о том, что аксиаль-

ное распределение температуры в сварочной аргоновой дуге с вольфрамовым катодом зависит от состояния анода. В области, прилегающей к аноду, температура дуги выше в случае использования плавящегося анода. Для титанового анода она составляет 12600 К. В то же время строение дуги от состояния анода не зависит.

- Glickstein S. S. Temperature measurements in a free burning arc // *Welding J.* — 1976. — **55**, № 8. — P. 222–229.
- Мечев В. С., Ерошенко Л. Е. Определение температуры плазмы дугового разряда в аргоне // *Автомат. сварка.* — 1970. — № 8. — С. 1–6.
- Мечев В. С., Ерошенко Л. Е. Радиальное распределение температуры электрической дуги в аргоне // *Там же.* — 1975. — № 3. — С. 6–9.
- Мечев В. С., Ерошенко Л. Е. Аксиальное распределение температуры электрической дуги в аргоне // *Там же.* — 1975. — № 6. — С. 14–17.
- Мечев В. С., Ерошенко Л. Е. Исследование спектра излучения аргоновой плазмы вблизи электродов // *Там же.* — 1972. — № 8. — С. 1–5.
- Мечев В. С., Ерошенко Л. Е. Параметры плазмы дугового разряда вблизи испаряющихся электродов // *Теплофизика высоких температур.* — 1972. — **10**, № 5. — С. 926–930.
- Мечев В. С., Ерошенко Л. Е. Параметры столба дуги в аргоне вблизи изделия при сварке неплавящимся электродом // *Автомат. сварка.* — 1984. — № 1. — С. 25–30.
- Ерошенко Л. Е., Мечев В. С., Демьянчук А. С. Исследование приэлектродного участка аргоновой дуги у испаряющегося анода // *Журн. прикл. спектроскопии.* — 1979. — **30**, вып. 1. — С. 7–10.
- Латин И. Л. Определение температуры сварочной дуги по атомным линиям меди // *Свароч. пр-во.* — 1966. — № 8. — С. 1–3.
- Латин И. Л. Оптическое исследование сильноточной Fe-дуги // *Там же.* — 1968. — № 1. — С. 3–5.
- Латин И. Л. Оптическое исследование радиального распределения температуры и электропроводности плазмы в сильноточной Fe-дуге // *Там же.* — 1971. — № 4. — С. 5–6.
- Латин И. Л., Туркин П. С., Самсонов В. И. Влияние плавикового шпата на структуру дуги, горящей в атмосфере воздуха // *Там же.* — 1978. — № 4. — С. 1–2.
- Латин И. Л., Туркин П. С., Самсонов В. И. Влияние плавикового шпата на радиальное распределение температуры и электропроводности электрической дуги, горящей в воздухе // *Там же.* — 1983. — № 4. — С. 8–10.
- Shaw C. B. Diagnostic studies of the GTAW arc // *Welding J.* — 1975. — **54**, № 2. — P. 33–44.
- Ерошенко Л. Е. Ширина щели спектрографа при определении температуры дугового разряда // *Спектроскопия, спектральный анализ и технико-экономический эффект от их применения.* — Киев: О-во «Знание», 1977. — С. 4–9.
- Мечев В. С., Ерошенко Л. Е. Электропроводность электрической дуги в аргоне // *Автомат. сварка.* — 1974. — № 7. — С. 13–16.
- Свойства короткой аргоновой дуги и ее взаимодействие с плавящимся анодом / Ю. М. Белов, Т. А. Блохина, В. М. Гольдфарб, Е. В. Ильина // *Физика, техника и применение низкотемпературной плазмы.* — Алма-Ата, 1970. — С. 288–292.
- Белов Ю. М., Гольдфарб В. М., Ильина Е. В. Характеристика короткой аргоновой дуги с плавящимся стальным анодом // *Физика и химия обраб. материалов.* — 1972. — № 5. — С. 127–130.
- Dunn G. J., Allemand C. D., Eager T. W. Metal vapors in gas tungsten arcs: Pt 1. Spectroscopy and monochromatic photography metallurgical transactions. A // 1986. — **17**, № 7–12. — P. 1851–1863.
- Metcalfe J. C., Quigley B. C. Arc and pool instability in GTA welding // *Welding J.* — 1977. — **56**, № 5. — P. 133–139.
- Mills G. S. Fundamental mechanisms of penetration in GTA welding // *Ibid.* — 1979. — **58**, № 1. — P. 21–24.
- Glickstein S. S. Arc physics and weld pool behavior. — Cambridge: Welding Institute, 1980. — 136 p.
- Dunn G. J., Eager T. W. Metal vapors in gas tungsten arcs: Pt II. Theoretical calculations of transport properties // *Metallurgical Transactions. A.* — 1986. — **17**, № 7–12. — P. 1865–1871.



24. *Расчет* состава двухкомпонентной равновесной плазмы // Е. И. Романенков, В. А. Виноградов, В. В. Гума, Н. В. Орлова // Автомат. сварка. — 1975. — № 4. — С. 27–29.
25. *Ерошенко Л. Е., Прилуцкий В. П., Замков В. Н.* Исследование свечения паров анода в дуге при сварке титана вольфрамовым электродом в аргоне по слою флюса // Там же. — 1997. — № 11. — С. 11–13.
26. *Любавский К. В., Сидельников Ю. В., Старченко Е. Г.* Спектральное исследование сварочной дуги в аргоне // Физика и химия обраб. материалов. — 1969. — № 6. — С. 133–135.
27. *Асиновский Э. И., Батенин В. М.* Экспериментальное исследование непрерывного спектра плазмы аргона // Теплофизика высоких температур. — 1965. — 3, № 4. — С. 530–535.
28. *Drellishak K. S., Knopp C. F., Cambel A. B.* Practition functions and thermodynamic properties of argon plasma // Physics of Fluid. — 1963. — 6, № 9. — P. 1280–1288.
29. *On the determination of the radial intensity distribution of radiation in cylindric plasma* / A. Bielski, W. Kaczmarek, J. Kybrycht, J. Wolnikowski // Acta Phys. Pol. — 1968. — № 5. — P. 701–709.
30. *Ерошенко Л. Е., Прилуцкий В. П., Замков В. Н.* Видеоспектральная методика исследования сварочной дуги в аргоне // Автомат. сварка. — 1994. — № 7/8. — С. 6–8, 14.

The spectral method was used to investigate the real TIG welding arc burning between non-consumable tungsten electrode and consumable titanium and copper water-cooled anodes. Experimental data have been obtained on distribution of temperature in the arc column along the arc radius near the anode. It is shown that the axial temperature distribution in the arc column depends upon the state of the anode. In a region adjoining the anode the arc temperature is higher in the vicinity of the consumable anode.

Поступила в редакцию 13.07.2001

21–26 мая
2001 г.

«ДИАГНОСТИКА ТРУБОПРОВОДОВ»

г. Москва

3-я Международная конференция

ТЕМАТИКА

Диагностика линейной части магистральных газо- и нефтепроводов
Диагностика промышленных трубопроводов
Диагностика промышленного оборудования
Диагностика запорной арматуры
Диагностика оборудования компрессорных, насосных и распределительных станций
Прочность и оценка остаточного ресурса трубопроводов и оборудования
Проблемы продления ресурса оборудования и объектов
Проблемы защиты от коррозии
Организация мониторинга

Новые разработки в области диагностических средств
Новые технологии в эксплуатации компрессорных станций
Внедрение методов и средств технической диагностики, опыт эксплуатации
Проблемы экологического мониторинга
Обучение и сертификация персонала
Сертификация средств контроля
Стандартизация в области НК и ТД

В рамках конференции состоится выставка приборов и оборудования, услуг и материалов для диагностики трубопроводов

ОРГАНИЗАТОРЫ ВЫСТАВКИ

Российское общество по неразрушающему контролю и технической диагностике
Правительство Москвы
Министерство топлива и энергетики РФ
Министерство науки и технологии РФ
Российская академия наук
ОАО «Газпром»

ОАО «Лукойл»
ОАО «Сибнефтепровод»
Государственная академия нефти и газа
ПО «Спецнефтегаз»
ЗАО «МНПО Спектр»



По вопросам участия просьба обращаться в оргкомитет по адресу:
Россия 119048, Москва, ул. Усачева, 35, оргкомитет конференции
Тел.: (095) 245 57 68 (Филиков В. Н.), (095) 245 51 83 (Войнева Л. Б.), (095) 245 31 94 (Гребенкина Т. Ф.),
(095) 245 57 17 — выставка (Туробов Б. В.). Факс (095) 224 68 88; E-mail: spectr@co.ru



РАЗУПРОЧНЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБАХ СВАРКИ ПЛАВЛЕНИЕМ

А. В. ЛОЗОВСКАЯ, канд. техн. наук, **А. А. ЧАЙКА**, инж., **А. А. БОНДАРЕВ**, д-р техн. наук, **А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ**, **Андр. А. БОНДАРЕВ**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано разупрочнение основного металла в зоне термического влияния при электронно-лучевом и аргонодуговым способами сварки механически и термически упрочненных алюминиевых сплавов (АМг6, 1420, 1201, 1460). Установлено, что при ЭЛС протяженность зоны разупрочнения в 4...5 раз меньше, чем при АДС. После искусственного старения наибольшая твердость в металле ЗТВ наблюдается у сплава 1420, наименьшая — у сплава 1201.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, термическое упрочнение, электронно-лучевая сварка, аргонодуговая сварка, зона термического влияния, твердость, микроструктура

Разупрочнение и структура металла в любой точке зоны термического влияния (ЗТВ) определяются исходной структурой основного металла и термическим циклом процесса сварки [1, 2]. Микроструктура основного металла может быть различной в зависимости от предшествующей термической или термомеханической обработки. В сварных конструкциях в основном используют материалы в термически или механически упрочненных состояниях [3]. При сварке таких материалов в ЗТВ отдельные участки нагреваются до различных температур. Степень разупрочнения металла ЗТВ в каждом конкретном участке зависит от характера превращений в твердом растворе. Участок ЗТВ с максимальным разупрочнением является самым слабым звеном сварного соединения и определяет его прочность.

Целью настоящей работы было изучение особенностей разупрочнения металла ЗТВ соединений высокопрочных алюминиевых сплавов при электронно-лучевом и аргонодуговом способах сварки с различным тепловложением.

Влияние способа сварки на разупрочнение основного металла в ЗТВ изучали на механически и термически упрочненных алюминиевых сплавах. Термически неупрочняемый сплав АМг6 сваривали в механически упрочненном состоянии (после нагартовки АМг6НПП); термически упрочняемые сплавы 1420 (Al-Mg-Li), 1201 (Al-Cu) и 1460 (Al-Cu-Li) — в состоянии после закалки и искусственного старения (таблица).

Пластины толщиной 6 мм соединяли ЭЛС и АДС в стык за один проход без применения присадочной проволоки на оптимальных режимах. Для ЭЛС был выбран следующий режим: $v_{св} = 60$ м/ч, ускоряющее напряжение 30 кВ, ток пучка 75 мА; для АДС: $v_{св} = 12$ м/ч, $I_{св} = 280...300$ А.

Поскольку существует определенная корреляция между прочностью и твердостью металла, разупрочнение сплавов при сварке изучали путем замера твердости в точках, отстоящих на различном

расстоянии от оси шва или границы сплавления. Твердость измеряли с помощью прибора Роквелла при нагрузке 600 Н.

Характер разупрочнения основного металла в ЗТВ иллюстрируют кривые изменения твердости сварных соединений (рис. 1). Установлено, что степень разупрочнения металла в каждой точке ЗТВ зависит от типа упрочнения основного металла и термического цикла сварки. Под влиянием тепла сварочной дуги механически (деформационно) упрочненный сплав АМг6 в ЗТВ при АДС неплавящимся электродом разупрочняется до уровня, характерного для металла в отожженном состоянии (*HRB* 83). Протяженность зоны разупрочнения, включая шов, составляет 60 мм, степень разупрочнения — 15...20 % (рис. 1, *а*). При ЭЛС наблюдается значительно меньшее разупрочнение этого сплава. Протяженность зоны разупрочнения сокращается до 20 мм, степень разупрочнения не превышает 10 % (рис. 1, *б*).

Для термически упрочняемых сплавов характерным является то, что разупрочнение металла в ЗТВ может быть обусловлено как процессами растворения упрочняющих фаз, так и дальнейшим выделением их из твердого раствора. Эти противоположные процессы происходят одновременно. Динамика развития каждого из них зависит от максимальной температуры, достигаемой в каждой точке ЗТВ, и продолжительности нахождения в соответствующем температурном интервале.

На кривых изменения твердости металла сварных соединений (рис. 1, *в-з*) наблюдаются симметричные относительно шва площадки, соответствующие понижению уровня твердости.

Химический состав свариваемых сплавов

Сплав	Массовая доля элементов, %				
	Mg	Cu	Li	Mn	Другие элементы
АМг6	6,2	—	—	0,6	Ti = 0,1; Fe = 0,4; Si = 0,4
1420	5,5	—	1,95	—	Zr = 0,1; Fe ≤ 0,3; Si = 0,2
1201	—	6,5	—	0,35	Ti = 0,1; Zr = 0,2; Mg < 0,2
1460	—	2,9	2,0	—	Zr = 0,10; Ti = 0,12; Sc = 0,08...0,12

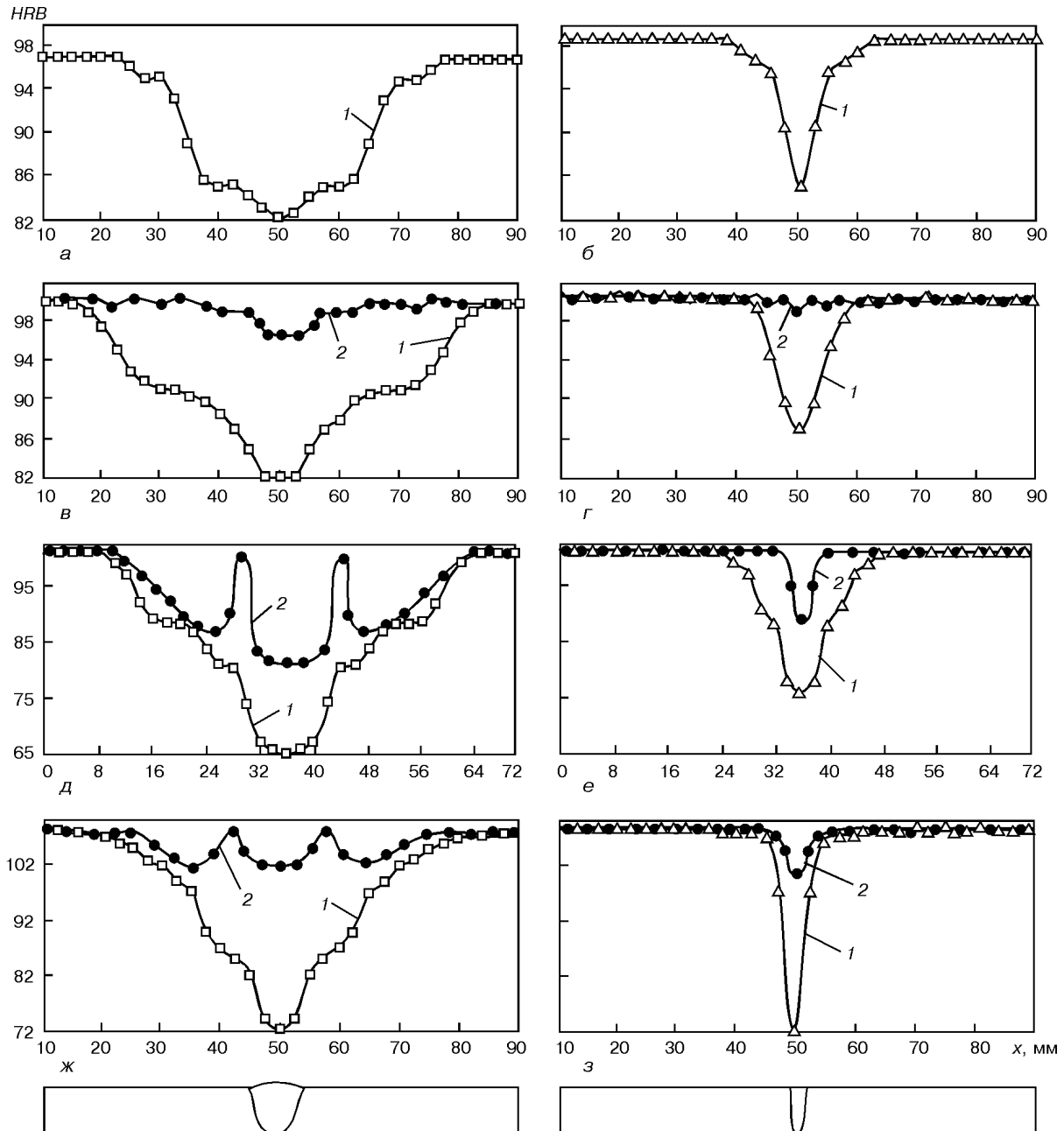


Рис. 1. Кривые изменения твердости металла сварных соединений при аргодуговом (а, в, д, ж) и электронно-лучевом (б, г, е, з) способах сварки плавлением алюминиевых сплавов: а, б — АМг6НПП; в, г — 1420; д, е — 1201; ж, з — 1460; 1 — результаты, полученные после сварки (□ — АДС; Δ — ЭЛС); 2 — после искусственного старения (● — для любого способа сварки)

Установлено, что близкие по значению уровни твердости могут быть достигнуты как на стадии высокотемпературного возврата к закаленному состоянию, так и частичного отжига. Полученные данные свидетельствуют о том, что характер разупрочнения сплавов 1420, 1460 и 1201 непосредственно после сварки практически одинаков. При АДС протяженность зоны разупрочнения, включая шов, составляет примерно 55...60 мм; при ЭЛС уменьшается — 15...20 мм. При обоих способах сварки металл шва имеет самую низкую твердость.

В случае ЭЛС уровень твердости металла шва на 3...5 ед. выше, чем при АДС, за исключением сплава 1460. В сплаве 1460 при обоих способах сварки твердость металла шва примерно одинакова и составляет *HRB* 72. Уровень твердости металла шва в сплавах АМг6 и 1420 выше (*HRB* 82 при АДС и

HRB 85...87 при ЭЛС), чем в сплавах 1201 и 1460 (соответственно *HRB* 65...72 и *HRB* 72...75).

Для идентификации процессов, происходящих в различных точках ЗТВ, применили искусственное старение сварных соединений. Те же образцы, на которых измеряли твердость после сварки, подвергли искусственному старению на оптимальном промышленном режиме, различном для каждого из сплавов. Операция искусственного старения является допустимой для определенных сварных узлов. Она позволяет оценить характер структурных превращений и состояние твердого раствора в каждой точке ЗТВ в момент сварки. Наличие или отсутствие упрочнения при искусственном старении прямо связано с состоянием твердого раствора, т. е. процессами низко- и высокотемпературного возврата и отжига.

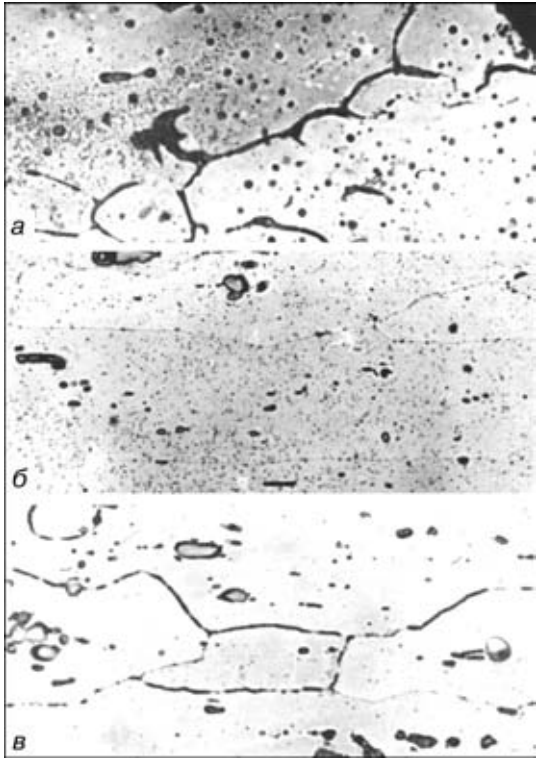


Рис. 2. Микроструктуры (X500, уменьш. 4/5) металла ЗТВ (*a*, *b*) и основного металла (*в*) при АДС неплавящимся электродом листов из сплава 1201 (толщиной 6 мм): *a* — участок высокотемпературного возврата; *b* — участок отжига; *в* — основного металл

Сопоставление полученных кривых изменения твердости непосредственно после сварки и последующего искусственного старения позволило определить границы высокотемпературного возврата к закаленному состоянию, степень отжига, наличие низкотемпературного возврата для каждого из исследуемых сплавов (см. рис. 1, кривые 1). Сплав 1420 отжигу при сварке, как правило, не подвергается, так как у него после искусственного старения зона разупрочнения практически отсутствует. Твердость металла шва восстанавливается до уровня твердости основного металла в сварных соединениях, полученных способом ЭЛС, и значительно (от 60 до 15 мм) уменьшается зона разупрочнения этого сплава при АДС.

После искусственного старения сварных соединений сплавов 1201 и 1460, полученных ЭЛС, наблюдается значительное повышение твердости металла ЗТВ до уровня твердости основного металла. Это объясняется наличием процессов температурного возврата и отсутствием отжига из-за кратковременного действия термического цикла ЭЛС.

Значительно увеличивается твердость металла шва (на 25 ед. в сплаве 1201 и 30 ед. в сплаве 1460), что обусловлено, по-видимому, образованием твердого раствора основных легирующих элементов — меди и лития в алюминии в процессе кристаллизации металла шва при охлаждении.

При искусственном старении сварных соединений этих сплавов, полученных способом АДС, на кривых изменения твердости металла ЗТВ фиксируется наличие участков высоко- и низкотемпературного возврата, а также частичного или полного

отжига. На участках высокотемпературного возврата к закаленному состоянию, примыкающих непосредственно к границе сплавления, твердость после искусственного старения повышается на 20 ед. для обоих сплавов и достигает значений твердости основного металла в состоянии закалка + искусственное старение.

На расстоянии 10 мм от границы сплавления на кривых изменения твердости фиксируется наличие симметричных относительно шва «провалов», значительных у сплава 1201 и менее ярко выраженных у сплава 1460, что свидетельствует о различной степени отжига металла ЗТВ в процессе сварки (см. рис. 1, *д*, *ж*). При большем удалении от границы сплавления наблюдается некоторое повышение твердости основного металла, свидетельствующее о низкотемпературном возврате. Таким образом, при АДС сплавов систем Al-Cu-Li и Al-Cu происходит слабый отжиг сплава 1460 и более значительный отжиг сплава 1201.

При сопоставлении кривых изменения твердости сплавов 1201 и 1460 после их искусственного старения можно сделать вывод, что несмотря на то, что протяженность зоны разупрочнения обоих сплавов практически одинакова, степень разупрочнения значительно больше (около 19 %) у сплава 1201 по сравнению со сплавом 1460, содержащим литий. Для последнего она не превышает 6 %.

Наличие лития в сплаве системы Al-Cu также положительно сказывается на увеличении твердости металла шва после искусственного старения. Так, у сплава 1460 она повышается на 30 ед. и достигает *HRB* 102, у сплава 1201 увеличивается на 17 ед. и составляет *HRB* 83.

Структура металла ЗТВ формируется в сложных неравновесных условиях. Для металла ЗТВ вблизи границы сплавления характерно то, что в нем, кроме превращений в твердом растворе, происходит перегрев, обусловленный оплавлением структурных составляющих, а также получают развитие процессы рекристаллизации. Условно можно выделить три уровня перегрева: сильный — почти все границы зерен утолщены, наблюдаются тройные стыки, включения фаз оплавлены; средний — появляются единичные утолщения границ, стыки, отдельные включения или «периферийная» зона включений оплавлены; слабый — происходит формирование полиэдрической структуры. Для АДС характерны все три стадии перегрева, последовательно переходящие одна в другую, при ЭЛС зона сплавления может быть охарактеризована как зона со слабым или, в крайнем случае, со средним перегревом.

Перегрев металла участка высокотемпературного возврата ЗТВ характеризуется тем, что под влиянием нагрева до температуры неравновесного солидуса происходит оплавление структурных составляющих с образованием в массе твердого металла жидких включений. Чем ближе к зоне сплавления, тем больше степень оплавления, при этом вместо отдельных оплавленных включений образуются непрерывные прослойки легкоплавкой эвтектики. Появление в массе твердого металла жидких прослоек приводит к перераспределению легирующих, примесных элементов и газов в результате различия



коэффициентов диффузии в твердом и жидком состояниях. На рис. 2 представлена микроструктура трех участков сварного соединения, полученная при АДС сплава 1201, которая характеризует изменения структуры в участке высокотемпературного возврата к закаленному состоянию, в участке отжига и основном металле. В других сплавах участок отжига на оптическом микроскопе выделить сложно, особенно при ЭЛС.

Наибольшая протяженность зоны оплавленных структурных составляющих наблюдается при АДС сплавов 1201 и 1460 и соответственно составляет 2,15... 3,00 и 2,00... 2,25 мм (рис. 3, а и 4, а). У сплавов АМг6 и 1420 оплавление происходит на участке длиной 0,6 мм от границы сплавления. В отдельных местах сварного соединения сплава 1420 протяженность этой зоны может достигать 1,5 мм. При ЭЛС длина участка оплавленных структурных составляющих уменьшается в 5... 10 раз и не превышает 0,5 мм у сплава 1201 и 0,2 мм у сплава 1460, а у сплавов АМг6 и 1420 этот участок практически отсутствует (меньше 0,1 мм).

Характер оплавления при ЭЛС более локальный, чем при АДС. Так, например, при ЭЛС в сплаве 1201 наблюдается оплавление границ зерен, но толщина оплавленных прослоек и протяженность их значительно меньше, чем при АДС. Оплавление отдельных интерметаллидов происходит непосредственно у границы сплавления (рис. 3, б). При ЭЛС сплава 1460 оплавленные участки представляют собой отдельные локальные области (рис. 4, б).

Развитие процессов рекристаллизации также зависит от способа сварки. Наименьшая зона рекристаллизации наблюдается в сварных соединениях сплава 1460, при АДС ее длина составляет 0,55 мм, при ЭЛС — 0,12 мм. У сплавов АМг6 и 1420 ее про-

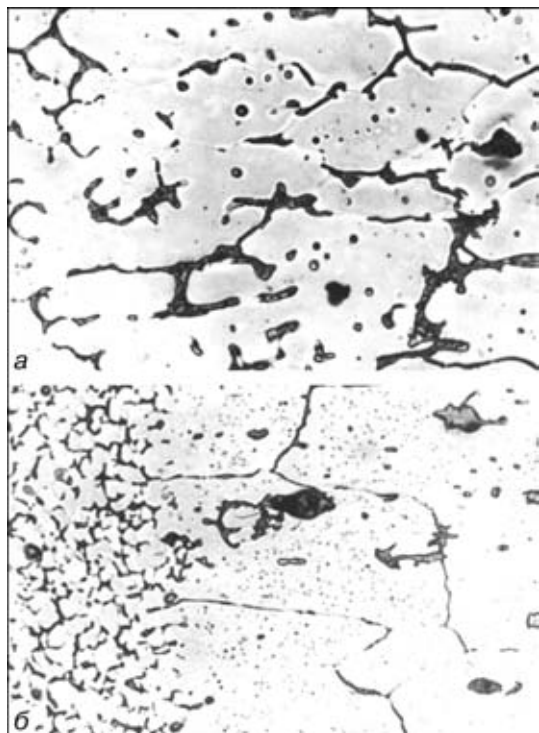


Рис. 3. Микроструктура ($\times 500$, уменьш. 4/5) металла зоны сплавления при АДС (а) и ЭЛС (б) листов из сплава 1201 толщиной 6 мм

тяженность почти одинакова — не превышает 2 мм при АДС и 0,4 мм при ЭЛС (рис. 5). Сплав 1201 сваривался в рекристаллизованном состоянии.

Структурные преобразования, связанные с оплавлением структурных составляющих и рекристаллизацией, происходят в пределах участка высокотемпературного возврата к закаленному состоянию.

Анализ полученных данных показал, что свойства металла ЗТВ вблизи границы сплавления зависят от ряда превращений, связанных с растворением упрочняющих фаз и повторным образованием твердого раствора, т. е. возвратом к закаленному состоянию, а также с ростом отдельных более крупных частиц, приводящим к повышению пластичности и снижению твердости (прочности) металла; с оплавлением структурных составляющих и образованием непрерывных хрупких эвтектических прослоек по границам зерен, вызывающих охрупчивание сплава; с рекристаллизацией и ростом зерна, снижающими прочностные характеристики металла. Прочность отдельных изготовленных образцов, близких по составу к эвтектическим прослойкам, формиру-

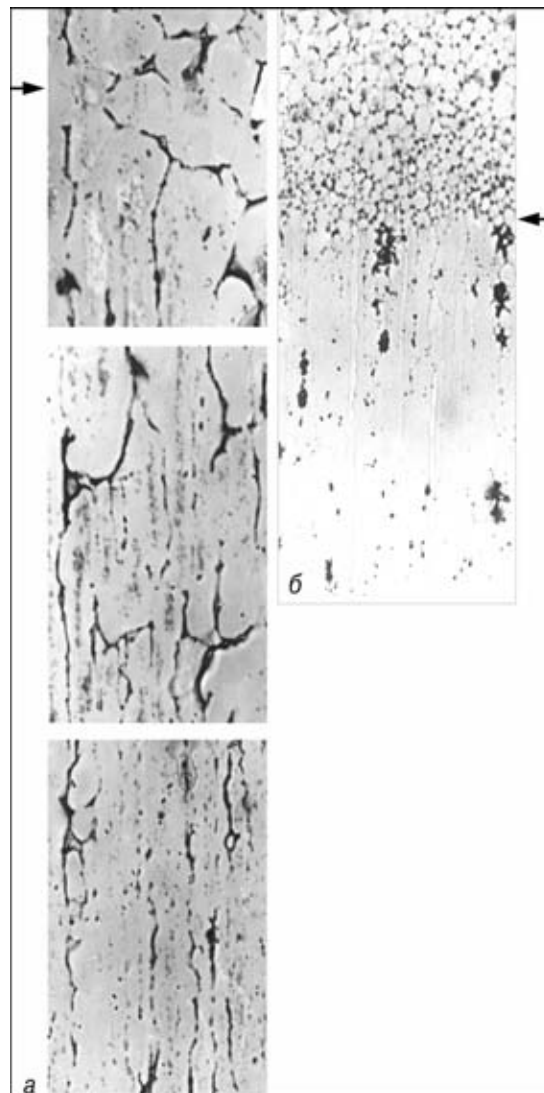


Рис. 4. Микроструктура ($\times 500$, уменьш. 4/5) металла ЗТВ, полученная при АДС (а) и ЭЛС (б) сплава 1460 (стрелками показаны границы сплавления)

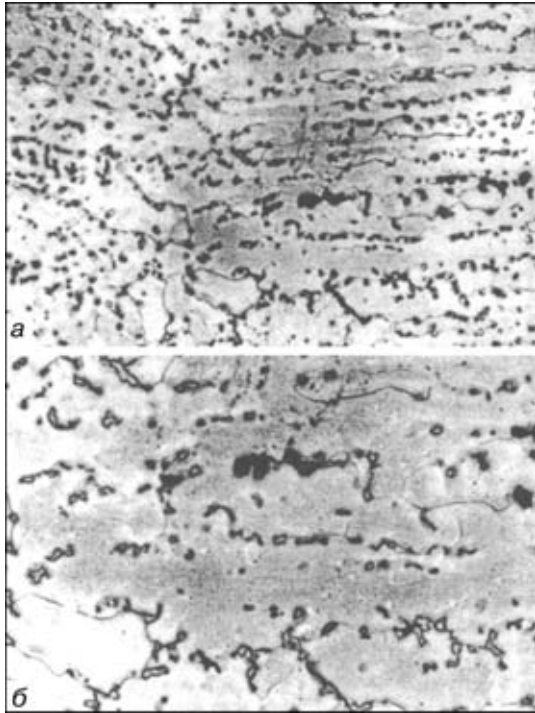


Рис. 5. Микроструктура (уменьш. 4/5) зоны сплавления при АДС листов толщиной 6 мм из сплава 1420: а — $\times 150$; б — $\times 500$

ющимся по границам оплавленных зерен в металле ЗТВ при сварке сплава 1201, не превышает 10 МПа.

После искусственного старения термически упрочняемых алюминиевых сплавов удается повысить прочность (твердость) металла сварного соединения за счет дополнительного распада вновь образованного в процессе сварки твердого раствора. Изменить структурное состояние, обусловленное оплавлением фазовых составляющих (перегрев), рекристаллизацией и отжигом с помощью низкотемпературной термообработки (старение), невозможно. В связи с этим применение способов сварки с концентрированным источником нагрева является перспективным, так как позволяет уменьшить перегрев и отжиг металла в ЗТВ.

Заключение

При АДС неплавящимся электродом механически упрочненный сплав АМг6 в ЗТВ имеет твердость, характерную для металла в отожженном состоянии.

Протяженность зоны разупрочнения при АДС листов толщиной 6 мм из термически упрочненных сплавов 1420, 1460, 1201 и механически упрочнен-

ного сплава АМг6 примерно одинакова и составляет 55...60 мм, включая шов. После искусственного старения протяженность зоны разупрочнения у сплава 1420 уменьшается до 15...20 мм, у сплавов 1460 и 1201 она практически не изменяется. Степень разупрочнения после искусственного старения сварных соединений наименьшая (около 2 %) у сплава 1420 и наибольшая (около 10...13 %) у сплава 1201. У сплава 1460 она меньше, чем у сплава 1201 и составляет около 5 %.

При ЭЛС механически и термически упрочненных сплавов протяженность зоны разупрочнения в 4...5 раз меньше, чем при АДС. После искусственного старения сварных соединений термически упрочненных сплавов твердость металла ЗТВ восстанавливается до уровня твердости металла в исходном состоянии.

При обоих способах сварки плавлением наиболее низкую твердость имеет металл шва (при ЭЛС выше, чем при АДС). После искусственного старения твердость металла шва у сплава 1420 увеличивается до уровня основного металла ($HRB 100$), что позволяет получить равнопрочное, по отношению к основному металлу, соединение.

Разупрочнение в ЗТВ при сварке плавлением термически упрочненных сплавов обусловлено высоко- и низкотемпературным возвратом к закаленному состоянию, а также частичным отжигом. Анализ кривых изменения твердости позволяет заключить, что разупрочнение сплава 1420 вызвано в основном высоко- и низкотемпературным возвратом; у сплава 1460 — процессами возврата и слабым отжигом; у сплава 1201 — возвратом и значительным отжигом.

Особенностью металла ЗТВ вблизи границы сплавления (участок высокотемпературного возврата) является перегрев металла, обусловленный оплавлением структурных составляющих и образованием по границам зерен протяженных легкоплавких эвтектических прослоек. При АДС перегрев металла в ЗТВ имеет три уровня, условно охарактеризованные как сильный, средний и слабый, а при ЭЛС перегрев металла достигает только второго уровня — среднего.

1. Рабкин Д. М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.
2. Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабшская И. Е. Металловедение сварки алюминия и его сплавов. — Киев: Наук. думка, 1992. — 157 с.
3. Справочник по алюминиевым сплавам / Ю. П. Гольдер, В. М. Гришина, В. Е. Дорохина и др. — М.: ВИЛС, 1978. — 132 с.

Loss in strength of the base metal in the HAZ in electron beam (EBW) and argon-arc (AAW) welding of mechanically and heat hardened aluminium alloys (AMg6, 1420, 1201, 1460) has been investigated. In EBW the length of the weakening zone was found to be 4-5 times lower than in AAW. After subsequent artificial ageing alloy 1420 has the highest hardness in the HAZ and alloy 1201 has the lowest hardness.

Поступила в редакцию 30.05.2000



МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ СВАРНЫХ СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА АМГ6, ВЫПОЛНЕННЫХ В СРЕДЕ ИНЕРТНОГО ГАЗА

В. А. ШОНИН, канд. техн. наук, А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены результаты экспериментальных исследований сопротивления малоциклового усталости стыковых соединений сплава АМГ6 толщиной 6 мм при осевом отнулевом нагружении в зависимости от геометрии выпуклости шва, обусловленной способами сварки TIG и MIG. Обоснована возможность оценки предела ограниченной выносливости стыковых соединений по параметру отношения высоты выпуклости к ширине шва, который имеет удовлетворительную корреляцию с расчетным коэффициентом концентрации напряжений на границах шва.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, сварка в защитных газах, неплавящийся и плавящийся электроды, стыковое соединение, сопротивление усталости, выпуклость шва, внутренние дефекты шва, концентрация напряжений

Одним из основных факторов, определяющих низкие значения сопротивления усталости стыковых сварных соединений по сравнению с основным металлом, является концентрация напряжений на границах шва [1–6]. Она преимущественно зависит от таких локальных параметров профиля выпуклости шва, как радиус [3] и угол сопряжения поверхностей наплавленного и основного металла [4]. Контроль за этими параметрами в сварных соединениях является весьма трудоемкой операцией [7, 8].

Внешние параметры профиля — ширина шва и высота его выпуклости, которые регламентируются стандартами на сварные стыковые соединения и контролируются при изготовлении конструкций, влияют на прочность шва при статическом нагружении [1, 2, 4] и учитываются при оценке класса качества сварного соединения [9 и др.].

Механическое снятие выпуклой части шва до уровня поверхности основного металла для устранения концентрации напряжений приводит к заметному снижению статической прочности и не всегда обеспечивает повышение сопротивления усталости сварного стыкового соединения. Это обусловлено более низкими характеристиками прочности металла шва, по сравнению с основным металлом, а также наличием внутренних дефектов [1, 2, 4, 5, 10, 11]. Очевидно, в этом случае выпуклая часть шва является необходимым конструктивным элементом. Выбор способа и режима дуговой сварки исходя из параметров выпуклости шва, при которых обеспечиваются высокие значения сопротивления усталости и статической прочности соединения, является актуальной задачей.

Известно [12–15], что формообразование выпуклости стыкового шва зависит прежде всего от ширины зоны проплавления, количества расплавленного основного и присадочного металла, а также от давления дуги, теплофизических характеристик расплавленного металла, силы тяжести и капиллярных сил. Влияние этих факторов на выпуклость

шва предопределяется режимом сварки, подготовкой свариваемых кромок и пространственным положением сварочной ванны.

Все параметры профиля выпуклости шва, обусловленные процессом сварки, взаимосвязаны между собой. Так, радиус r и угол θ сопряжения поверхностей шва и основного металла связаны зависимостью $r = f(1/\theta)$ [12, 13], а угол θ находится в прямо пропорциональной зависимости с высотой выпуклости h и в обратно пропорциональной — с шириной шва b [15]. При этом отношение параметров h/b используют в качестве обобщенного параметра внешней формы профиля шва в стыковом соединении [3]. Учитывая, что коэффициент концентрации напряжений α_σ и отношение h/b являются функциями одних и тех же параметров, а именно, $\alpha_\sigma = f(r, \theta)$ и $h/b = \varphi(r, \theta)$, величину α_σ можно представить как $\alpha_\sigma = f[\varphi_1(h/b)] = F(h/b)$. Эта зависимость может служить основой при выборе по параметрам профиля выпуклости технологии сварки, обеспечивающей оптимальные значения коэффициента концентрации напряжений и сопротивления усталости стыковых соединений.

Цель работы — установить характеристики сопротивления усталости сварных стыковых соединений алюминиевого сплава в зависимости от геометрии выпуклости шва при различных способах сварки и экспериментально обосновать возможность использования внешних параметров выпуклости шва для оценки сопротивления усталости.

Методика исследований. Исследовали пластины из алюминиевого сплава АМГ6 толщиной 6 мм. Две пластины размером 100×300 мм² сваривали встык швом длиной 300 мм за один проход на подкладке, без разделки кромок, с зазором 1...2 мм неплавящимся (TIG) и плавящимся (MIG) электродами по шести различным вариантам (табл. 1). Перед сваркой кромки стыка зачищали шабером.

При сварке TIG применяли защитный газ аргон (его расход составлял 3,3 м³/с), неплавящийся электрод диаметром 8 мм и присадочную проволоку СвАМГ6 диаметром 2 мм. Сварку по варианту 1 производили переменным током от источника питания дуги УДГ-501, по варианту 2 — импульсным симметричным, а по варианту 3 — импульсным разно-



полярным асимметричным током прямоугольной формы от источника И-126.

При сварке MIG использовали проволоку СвАМг6 диаметром 1,6 мм. В случае вариантов 4 и 5 применяли постоянный ток при обратной полярности от источника питания дуги ВДУ-504, а в варианте 6 — импульсный ток с частотой 100 Гц от источника ИУП-1. В варианте 4 использовали смесь защитных газов 2,5 м³/с Ar + 7,5 м³/с He, а в вариантах 5 и 6 — только аргон, расход которого составлял 2,5 м³/с.

Было сварено 17 пластин размером 200×300 мм². После сварки выпуклость шва с обратной стороны соединения зашлифовывали до уровня поверхности основного металла. Сваренные пластины разрезали механическим способом поперек шва на заготовки образцов шириной 50 мм и длиной 200 мм с последующим фрезерованием боковых поверхностей в зоне сварного соединения. После фрезерования по длине 40 мм ширина рабочей зоны образца составляла 40 мм с радиусом R = 30 мм перехода к захватным участкам.

Геометрию профиля сварного соединения в образцах измеряли профилометром, оснащенный индикатором часового типа с ценой деления 0,01 мм и микрометрическим винтом с ценой деления 0,005 мм по методике, описанной в работе [8]. С помощью компьютерной обработки данных измерений определяли значения ширины и высоты выпуклости шва, а также радиуса и угла сопряжения поверхностей сварного соединения с основным металлом.

Исходя из полученных значений параметров профиля сварного соединения вычисляли коэффициент концентрации напряжений α_σ на границах шва по зависимости Б. М. Березовского, О. А. Бакши [16]:

$$\alpha_\sigma = 1 + \frac{1}{\left(\frac{r}{h} \operatorname{ctg} \frac{\theta}{2} + 4\frac{r}{s} + 5\frac{r}{b+r}\right)^{2/3}}, \quad (1)$$

где s — толщина свариваемого металла.

Определяли среднестатистические значения коэффициентов концентрации напряжений $\bar{\alpha}_\sigma$ и от-

носительной выпуклости h/\bar{b} , а также средние квадратичные отклонения S_α коэффициентов концентрации напряжений и относительной выпуклости $S_{h/b}$ (табл. 2). Объем w наплавленного при сварке металла на погонную длину 1 м шва находили по формуле

$$w = \frac{\pi d_{\text{пр}}^2 v_{\text{пр}}}{4v_{\text{св}}}, \quad (2)$$

где $d_{\text{пр}}$ — диаметр проволоки; $v_{\text{пр}}$ — скорость подачи проволоки; $v_{\text{св}}$ — скорость сварки.

Усталостные испытания образцов проводили на осевое растяжение в условиях мягкого нагружения с частотой 0,05... 0,07 Гц при отнулевом цикле напряжений $R_\sigma = 0$ на модернизированной испытательной машине УМЭ-10тм. Для каждого варианта было испытано от 5 до 23 образцов.

Результаты испытаний и их обсуждение. Результаты малоцикловых испытаний представлены зависимостью максимального номинального напряжения цикла от долговечности до разрушения в логарифмических координатах (рис. 1). На рисунке доверительные границы положения кривых усталости при 95%-ной вероятности отмечены штриховыми линиями, а области разброса экспериментальных данных — тонкими сплошными линиями. Значения пределов прочности и ограниченной выносливости в диапазоне долговечности $N = 2 \cdot 10^3 \dots 2 \cdot 10^4$ циклов представлены в табл. 3; там же даны значения квадратичного отклонения S_σ при базе испытаний $N = 1 \cdot 10^4$ циклов.

При испытаниях зарождение усталостной трещины в образцах происходило преимущественно по границам сварного шва. Установлено, что лучшими характеристиками сопротивления усталости обладают соединения, выполненные сваркой TIG. Долговечность их в 1,5... 3,0 раза выше, чем у соединений, сваренных способом MIG. Пределы ограниченной выносливости у сварных соединений, выполненных по варианту 5 способом MIG, на 12... 22 % ниже, чем у соединений, выполненных по варианту 1 способом TIG. Снижение пределов ограниченной выносливости на 6... 11 % обеспечивает сварка MIG с использованием защитных газов Ar + He по вари-

Таблица 1. Режимы однопроходной сварки стыкового соединения

№ варианта	Способ сварки	$U_{\text{з.х.}}$, В	$U_{\text{д.}}$, В	$I_{\text{св.}}$, А	$v_{\text{св.}}$, м/с	$v_{\text{пр.}}$, м/с
1	TIG	70	12	360	0,0028	0,026
2	»	70	12	340/340*	0,0031	0,024
3	»	70	12	410/205*	0,0022	0,018
4	MIG	35	30	270	0,0097	0,146
5	»	30...32	25...26	275...300	0,0064	0,179
6	»	36/106**	20...21	195	0,0071	0,135

* Значения прямого и обратного тока.
** Значения напряжения холостого хода в паузе и в импульсе.

Таблица 2. Параметры, характеризующие выпуклость шва и концентрацию напряжений на его границах

№ варианта	Способ сварки	$w \cdot 10^4$, м ³ /м	h, мм	b, мм	α_σ	S_α	h/\bar{b}	$S_{h/b}$
1	TIG	0,29	1,12	14,7	1,28	0,140	0,077	0,020
2	»	0,24	1,18	13,4	1,19	0,153	0,089	0,019
3	»	0,26	1,03	14,7	1,14	0,075	0,071	0,018
4	MIG	0,30	1,29	16,5	1,52	0,302	0,082	0,023
5	»	0,56	2,42	18,1	2,11	0,464	0,135	0,024
6	»	0,38	2,72	14,4	2,44	0,593	0,190	0,030



Таблица 3. Характеристики сопротивления разрушению стыковых сварных соединений при статическом и циклическом нагружении*

№ варианта	Способ сварки	$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{max}}, \text{ МПа}$				
			$N = 2 \cdot 10^3$	$N = 5 \cdot 10^3$	$N = 1 \cdot 10^4$		$N = 2 \cdot 10^4$
					$\bar{\sigma}_{\text{max}}^*$	S_{σ}	
1	TIG	329,5	291,6	245,0	214,8	15,97	188,3
2	»	325,4	293,1	236,1	200,5	13,61	170,2
3	»	325,4	293,1	236,1	200,5	13,61	170,2
4	MIG	330,0	259,1	222,1	198,0	15,89	176,0
5	»	332,1	227,1	199,9	181,6	9,98	164,9
6	»	336,2	221,1	192,5	173,4	17,99	156,2

* $\bar{\sigma}_{\text{max}}$ — средние значения.

анту 4. В варианте 6 по сравнению с 5 использованы в 1,5 раза большая скорость сварки и в 1,2 раза большая скорость подачи электродной проволоки. Импульсный режим сварки при способах TIG (варианты 2, 3) и MIG (вариант 6) не обеспечивает повышения сопротивления усталости сварных соединений. Их пределы ограниченной выносливости в среднем на 5 % ниже, чем у соединений, выполненных соответствующими способами сварки на обычном переменном токе (варианты 1 и 5).

Некоторые образцы, сваренные по способу TIG и имеющие минимальную (около 1 мм) выпуклость шва, разрушались по шву от внутренних дефектов типа пор и оксидных включений. Дефекты образовались в нижней корневой части шва и значительно снизили долговечность соединения. Причем результаты испытаний образцов с дефектами шва (рис. 2) практически не выпадают из области разброса результатов испытаний образцов, сваренных по способу MIG, для которых характерна значительная (1,3... 2,7 мм) высота выпуклости шва.

Повышенному сопротивлению малоциклового усталости образцов сварных соединений с бездефектными швами отвечают малые выпуклости и низкие значения коэффициентов концентрации напряжений, обусловленные формой соединения на границах шва (см. табл. 2). С увеличением значений h/b и α_c сопротивление малоциклового усталости соединений снижается. Изменение выпуклости шва от $h/b = 0,8... 0,16$ для исследованных баз долговечности соединений $N = 2 \cdot 10^3... 2 \cdot 10^4$ сопровождается снижением пределов ограниченной выносливости соединений на 9... 21 % (рис. 3). При этом прочность соединений на растяжение повышается приблизительно на 3 % (табл. 3).

Значительная выпуклость шва в соединениях, выполненных по способу MIG, образуется в отличие от способа TIG за счет увеличения объема наплавленного металла. Это объясняется возрастанием в 7 раз скорости подачи проволоки при увеличении скорости сварки в 3 раза. При сварке MIG в защитных газах Ar + He по варианту 4 значение h/b по сравнению с вариантом 5 снижается в 1,7 раза вследствие уменьшения объема наплавленного металла в 1,9 раза (см. табл. 2). При этом коэффициент концентрации напряжений снижается в 1,4 раза. Однако при сварке MIG импульсным током по вари-

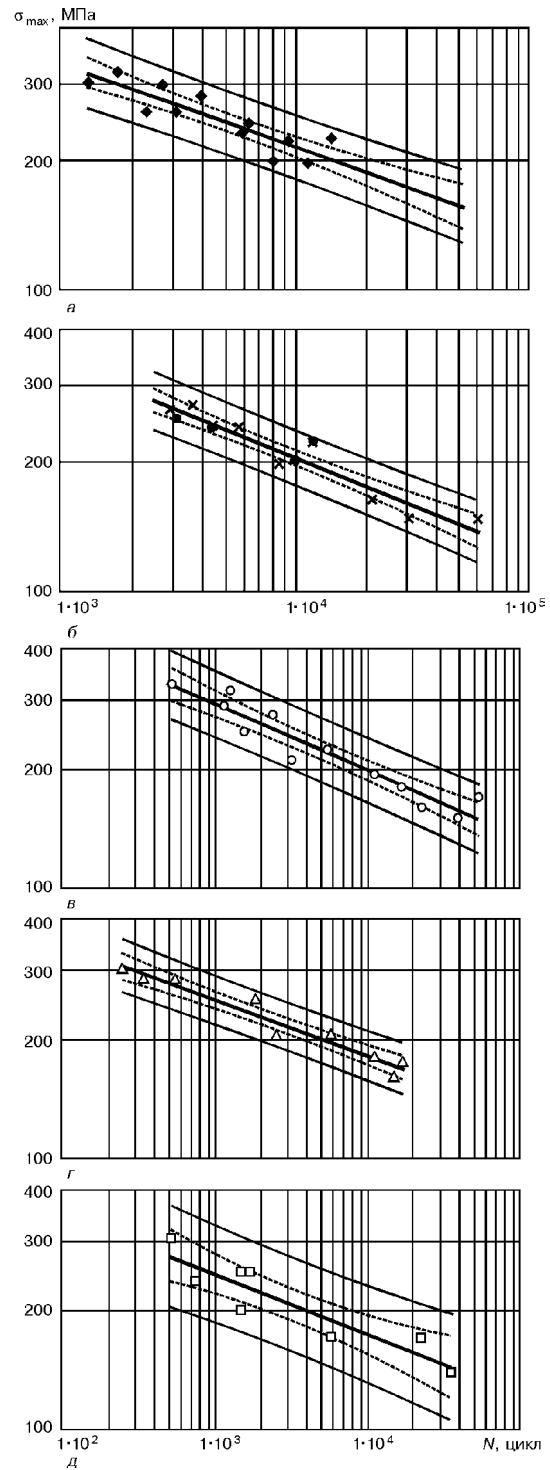


Рис. 1. Результаты усталостных испытаний образцов стыковых соединений, сваренных различными способами: а — вариант 1 (◆), сварка TIG, синусоидальный ток; б — вариант 2 (●), сварка TIG, импульсный синусоидальный ток; вариант 3 (×), сварка TIG, импульсный асимметричный ток; в — вариант 4 (○), сварка MIG, синусоидальный ток; г — вариант 5 (Δ), сварка MIG, синусоидальный ток; д — вариант 6 (□), сварка MIG, импульсный ток (во всех случаях, кроме варианта 4, использован Ar, в варианте 4 — защитные газы Ar + He; $R_{\sigma} = 0$)

анту 6 уменьшение объема наплавленного металла до значений, близких к полученным при TIG сварке, не приводит к уменьшению выпуклости шва, поскольку происходит заметное сужение его ширины и увеличение высоты выпуклости. Корреляцион-

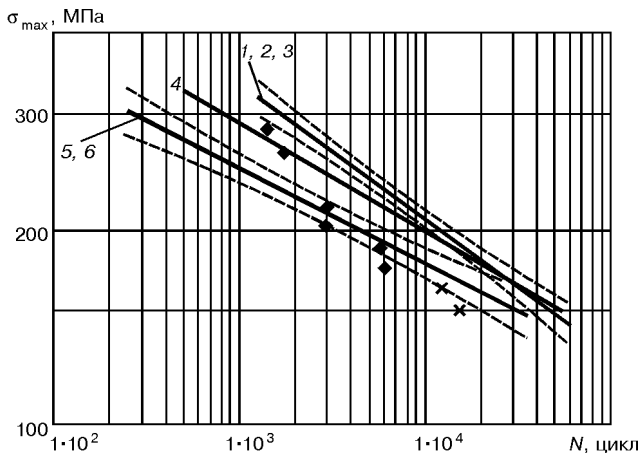


Рис. 2. Кривые усталости и их доверительные границы (95%-ной вероятности) для сварных стыковых соединений с бездефектными швами трех групп образцов (варианты 1–3 при сварке TIG, варианты 4–6 при способе MIG, см. обозначения рис. 1), а также результаты испытаний образцов, разрушившихся по шву от внутренних дефектов: ◆ — вариант 1; × — вариант 2

ная связь между отношением h/b и коэффициентом α_σ представлена на рис. 4. Вследствие значительного возрастания отношения h/b и коэффициента концентрации напряжений на границах шва происходит максимальное (на 17... 24 %) снижение пределов ограниченной выносливости соединений, выполненных по варианту 6, по сравнению с вариантом 1.

При малых значениях отношения h/b шва, выполненного неплавящимся электродом, влияние импульсного сварочного тока на характеристики сопротивления усталости не столь значительно, как при способе MIG.

Таким образом, влияние способа и режима сварки на сопротивление усталости сварных стыковых соединений обусловлено изменениям формы профиля выпуклости и параметров сопряжения шва и основного металла, которым соответствуют определенные значения коэффициента концентрации напряжений.

Учитывая, что сопротивление усталости стыкового соединения определяется условиями концентрации напряжений на границах шва и основываясь

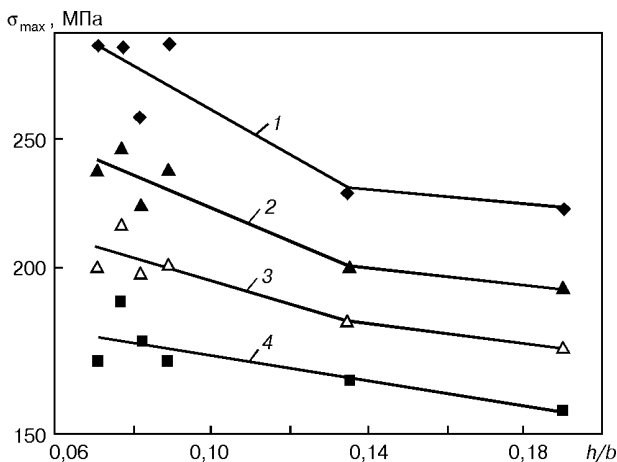


Рис. 3. Зависимость пределов ограниченной выносливости σ_{max} образцов стыкового соединения от параметра выпуклости шва h/b при различных базах испытаний: 1 — $N = 2 \cdot 10^3$; 2 — $5 \cdot 10^3$; 3 — $1 \cdot 10^4$; 4 — $2 \cdot 10^4$

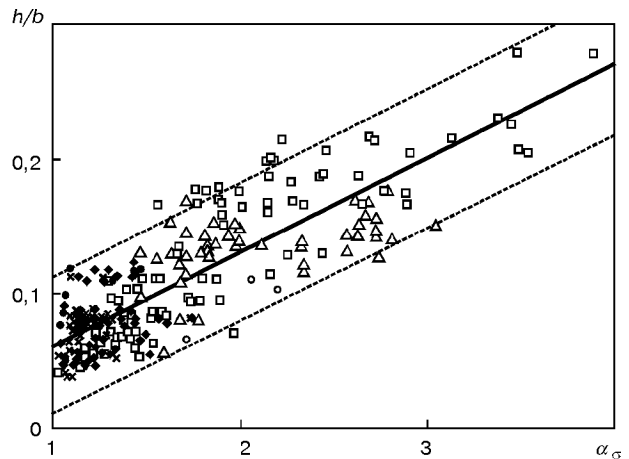


Рис. 4. Зависимость между коэффициентом концентрации напряжений α_σ на границах шва и параметром его выпуклости h/b в стыковых соединениях сплава АМг6, выполненных плавящимся и неплавящимся электродами (см. обозначения рис. 1)

на полученной удовлетворительной корреляционной связи между коэффициентом α_σ и параметром h/b для данного типа соединения, представляется возможным прогнозировать долговечность соединения путем установления такого режима сварки по заданному значению h/b , которому с определенной вероятностью отвечает предел ограниченной выносливости.

Возможность использования параметра h/b в качестве косвенного критерия для оценки сопротивления усталости сварных соединений дает основание для уточнения подходов к установлению регламентируемого стандартами качества сварного соединения. Реально получаемый параметр h/b шва, выполненного по ГОСТ 14806–80 однопроходной сваркой без разделки кромок пластин толщиной 6 мм, имеет разброс значений в пределах 0,036... 0,158. Такому широкому диапазону значений этого параметра отвечает увеличенный разброс значений сопротивления усталости стыковых соединений. Ограничение пределов значений параметра h/b при контроле формы выпуклости швов позволит снизить разброс значений α_σ , а следовательно, приведет к существенному уменьшению разброса значений сопротивления усталости соединений. При этом выборка результатов измерений сварных соединений с одинаковыми параметрами h/b (см. рис. 4) покажет частотное распределение значений α_σ , близкое к нормальному.

Низкие значения параметра выпуклости h/b , полученные в сварных соединениях при сварке неплавящимся электродом, способствуют повышению сопротивления малоциклового усталости границ шва вследствие снижения концентрации напряжений. Однако уменьшение высоты выпуклости приводит к увеличению напряжения в металле шва. При этом возрастает вероятность снижения долговечности соединения из-за внутренних дефектов до значений, характерных для соединений со значительной высотой выпуклости шва. Поэтому путь к существенному повышению сопротивления усталости стыковых сварных соединений за счет уменьшения высоты выпуклости шва в этом случае может оказаться неэффективным. Внутренние дефекты, которые



весьма сложно выявлять и устранять, неизбежно остаются в швах даже высокого класса исполнения.

В случае применения импульсной сварки плавящимся электродом уменьшение объема наплавляемого металла до получаемого при сварке TIG не обеспечивает увеличения долговечности соединения из-за возрастания значений параметра выпуклости сварного h/b , как и в соединениях, выполненных сваркой MIG с увеличенными объемами наплавляемого металла. Увеличение высоты выпуклости шва, направленное на снижение напряжений в металле шва, не станет причиной ухудшения качества сварного соединения, если применять дополнительные меры для повышения сопротивления усталости соединения на границах шва [17 и др.].

Оптимальные значения параметра h/b , при которых достигается высокое сопротивление малоциклового усталости, минимально проявляются дефекты шва и наблюдается удовлетворительная статическая прочность стыкового сварного соединения, обеспечиваются при применении способа сварки плавящимся электродом в защитных газах Ar + He при высокой скорости сварки и минимальном объеме наплавляемого металла.

Таким образом, при выполнении сварного стыкового соединения оптимизацию геометрии профиля выпуклости шва рекомендуется осуществлять на основе взаимосвязи между внешними параметрами выпуклости, концентрацией напряжений в зонах сопряжения шва и основного металла, а также условиями проявления влияния внутренних дефектов шва при статическом и циклическом нагружении.

Выводы

1. Установлено, что сопротивление малоциклового усталости образцов стыкового соединения снижается с увеличением параметра внешней формы выпуклости шва, определяемого отношением высоты выпуклости к ширине. Этот параметр имеет удовлетворительную корреляционную связь с коэффициентом концентрации напряжений в зоне сопряжения шва и основного металла, где зарождаются усталостные трещины.

2. При уменьшении параметра выпуклости шва h/b и соответственном снижении коэффициента концентрации напряжений α_s на границах шва возрастает опасность усталостного разрушения сварного соединения из-за внутренних дефектов. При этом долговечность образца снижается до значений, характерных для швов со значительными выпуклостями, выполненных сваркой плавящимся электродом с использованием обычного переменного или импульсного тока.

Results of experimental studies of low-cycle fatigue resistance of butt welded joints in alloy AMg6 6 mm thick under axial off-zero loading, depending upon the geometry of convexity of the weld caused by the TIG and MIF welding methods, are given. The possibility has been established of evaluating the fatigue life limit by a parameter of the convexity height to weld width ratio, which has a satisfactory correlation with the calculated coefficient of stress concentration at the weld boundaries.

3. Для получения оптимальной формы профиля выпуклости шва, обеспечивающей повышенное сопротивление усталости стыкового соединения сплава AMg6 толщиной 6... 8 мм при минимальной вероятности разрушения от внутренних дефектов шва, рекомендуется высокоскоростная сварка плавящимся электродом в защитных газах Ar + He при минимальном объеме наплавляемого металла.

1. *Сильвестров А. В.* Усталостная прочность сварных соединений сплава AMg6 // Свароч. пр-во. — 1960. — № 7. — С. 15–17.
2. *Савельев В. Н., Чижевский С. В., Навроцкий Д. М.* Технология сварки и прочность сварных соединений из алюмино-магниевого сплавов. Сер. Сварка, пайка и резка металлов. — Л.: ЛДНТП, 1963. — Вып. 5. — 31 с.
3. *Груфяков В. И., Осауленико Л. Л., Корягин Ю. А.* Концентрация напряжений в стыковых соединениях // Автомат. сварка. — 1966. — № 10. — С. 19–21.
4. *Sanders W. W.* Fatigue behavior of aluminum alloy weldments // WRC Bulletin. — 1972. — April, № 171. — P. 31.
5. *Krüger U.* Fatigue strength of defective TIG-welded joints of thin-walled aluminium alloys. — Porto, 1981. — 26 p. (Colloquium on aluminium and its alloys in welded construction).
6. *Sanders W. W., Dey R. H.* Fatigue behavior of aluminum alloy weldments // WRC Bulletin. — 1983. — August, № 286. — P. 21.
7. *Lieurade H. P.* Fatigue testing of welded components. — IW Doc. XIII-WG1-37–92. — France, 1994. — 38 p.
8. *Аснис А. Е., Иващенко Г. А.* Повышение прочности сварных конструкций. — Киев: Наук. думка, 1985. — 256 с.
9. *NF A 89220.* Алюминий и алюминиевые сплавы. Сварка. Классификация и контроль сварных соединений. — Avril, 1973. — S. 447–467.
10. *Lawrence F. V., Munse W. H., Burk J. D.* Effect of porosity on the fatigue properties of 5083 aluminum alloy weldments // WRC Bulletin. — 1975. — June, № 206. — P. 23.
11. *Лабур Т. М., Ищенко А. Я., Покляцкий А. Г.* Влияние включений оксидной пленки на характеристики сопротивления разрушению сварных соединений алюминиевого сплава AMg6 НПП при различных температурах // Автомат. сварка. — 1990. — № 12. — С. 59–60.
12. *Бельчук Г. А., Налетов В. С.* О некоторых закономерностях формирования сварного шва в месте сопряжения шва с основным металлом // Сварка в судостроении. — 1972. — № 79. — С. 15–21.
13. *Березовский Б. М., Стихий В. А.* Особенности формирования зоны перехода от усиления стыкового шва к основному металлу // Вопросы свароч. пр-ва. — 1981. — № 266. — С. 99–106.
14. *Березовский Б. М.* Смачивание и растекание сварочной ванны на поверхности металла // Автомат. сварка. — 1983. — № 10. — С. 31–34.
15. *Пацкевич И. Р., Рябов В. Р., Деев Г. Ф.* Поверхностные явления при сварке металлов. — Киев: Наук. думка, 1991. — 240 с.
16. *Махненко В. И., Мосеник П. Ю.* Расчет коэффициентов концентрации напряжений в сварных соединениях со стыковыми и угловыми швами // Автомат. сварка. — 1985. — № 8. — С. 7–19.
17. *Hobbacher A.* Verbesserung der Schwingfestigkeit geschweißter Aluminium-Bauteile durch Nachbehandlung // Aluminium. — 1991. — № 7/8. — S. 786–791.

Поступила в редакцию 02.06.2000,
в окончательном варианте 11.02.2001



ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ГАЗООБРАЗНОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ АЭРОЗОЛЯ ПРИ СВАРКЕ В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ

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

Установлено, что при механизированной сварке в CO_2 , смесях $\text{Ar} + \text{CO}_2$ и $\text{Ar} + \text{CO}_2 + \text{O}_2$ проволокой сплошного сечения основными компонентами газообразной составляющей сварочного аэрозоля являются монооксид углерода и оксиды азота. Снижение окислительной способности защитного газа приводит к уменьшению интенсивности выделения монооксида углерода и увеличению оксидов азота. Введение в состав защитной смеси кислорода снижает выделение монооксида углерода за счет его окисления и повышает интенсивность образования оксидов азота. Даны объяснения механизмам образования газообразных компонентов сварочного аэрозоля и зависимости интенсивности их выделений от режима сварки.

Ключевые слова: механизированная сварка, защитные газы, сварочный аэрозоль, токсичные компоненты, режимы сварки

Дуговая сварка сопровождается выделением в воздух вредных веществ сварочного аэрозоля, имеющего твердую и газообразную составляющие. Химический состав твердой составляющей сварочного аэрозоля (ТССА) довольно тщательно изучен и подробно представлен в различных литературных источниках. Данные же о составе газообразной составляющей сварочного аэрозоля (ГССА) немногочисленны и нередко противоречивы. Так, согласно работе [1] обязательными компонентами ГССА, образующимися при сварке в защитных газах, являются озон (O_3), оксиды азота (NO_x) и монооксид углерода (CO). Результаты исследований интенсивности выделений этих веществ, полученные при использовании различных защитных газов, показали, что в случае сварки стали плавящимся электродом в CO_2 они незначительны (примерно, на порядок ниже, чем при сварке в аргоне с добавкой от 2 до 20 % углекислого газа) [2]. Последние данные [3], полученные при использовании современных газоанализаторов, свидетельствуют о том, что механизм образования озона сложен и интенсивность его выделения зависит от способа сварки, основного металла, вида сварочного материала, сварочного тока $I_{\text{св}}$, напряжения $U_{\text{д}}$, длины дуги, а также химического состава защитного газа. Причем в работе [3] отмечается, что при различных способах сварки в защитных газах образование озона наблюдается при сварке плавящимся и неплавящимся электродом только в инертных газах, а появление монооксида углерода характерно для сварки плавящимся электродом в углекислом газе [4].

Целью настоящей работы являлась проверка указанных выше положений с помощью общепринятых отечественных методик, а также установление зависимости интенсивности образования ГССА и ТССА при механизированной сварке в различных защитных газах от ее режимов.

Исходные материалы и методики исследования. Отбор проб сварочных аэрозолей осуществляли в процессе автоматической наплавки валиков проволокой Св-08Г2С диаметром 1,6 мм на пластины из стали ВСтЗсп на следующих режимах: сварочный ток (постоянный при обратной полярности) 225... 450 А; напряжение дуги 27... 37 В; скорость подачи проволоки 365... 908 м/ч; скорость сварки 16 м/ч; вылет электрода 25 мм. В качестве газовой защиты использовали защитные газы: CO_2 , смеси 75 % $\text{Ar} + 25\% \text{CO}_2$ и 70 % $\text{Ar} + 25\% \text{CO}_2 + 5\% \text{O}_2$. Расход защитного газа составлял 20 л/мин.

Химический состав и интенсивность образования ГССА определяли по общепринятым методикам [5, 6] на специальном стенде (рис. 1). Весь поток аэрозоля улавливали с помощью специального забор-

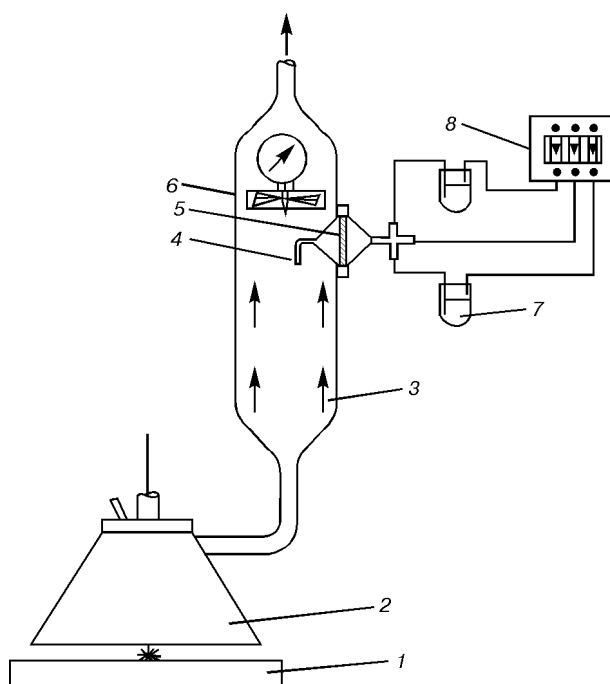


Рис. 1. Схема стенда для отбора проб ГССА: 1 — основной металл; 2 — заборное сопло; 3 — измерительно-разделительная камера; 4 — заборная трубка; 5 — фильтр; 6 — анемометр; 7 — поглотители; 8 — аспиратор

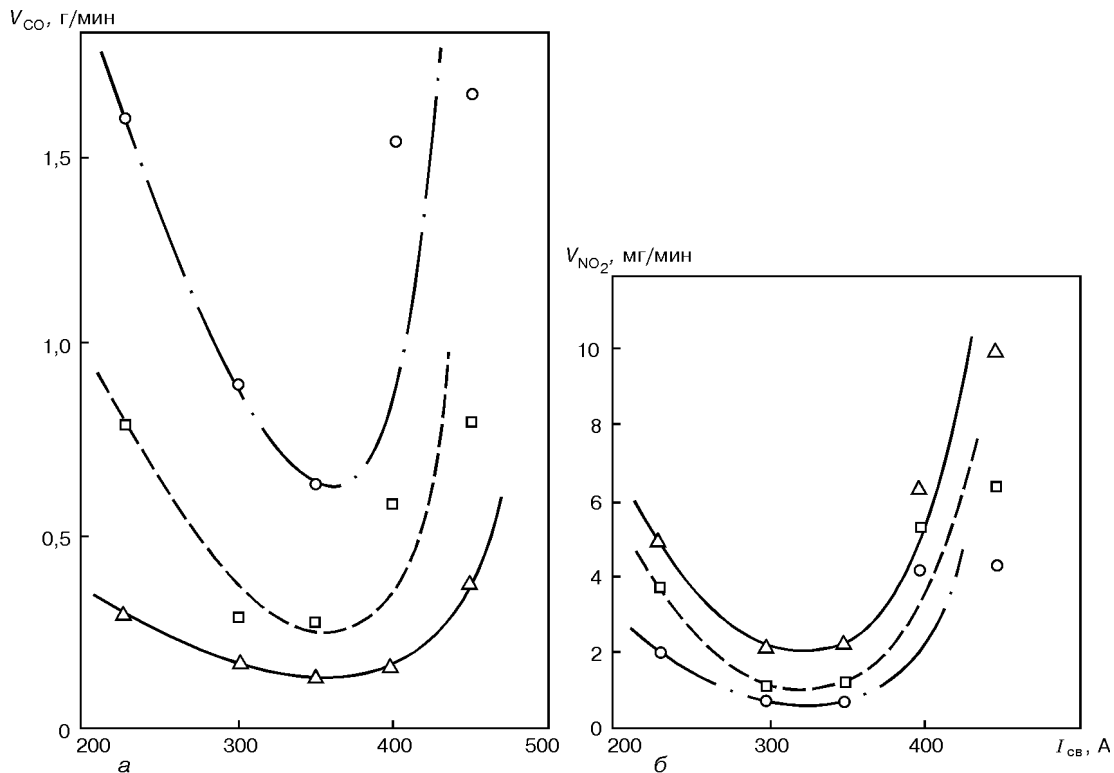


Рис. 2. Зависимость интенсивности образования монооксида углерода V_{CO} (а) и диоксида азота V_{NO_2} (б) от сварочного тока при сварке проволокой Св-08Г2С диаметром 1,6 мм в защитных газах: \circ — CO_2 ; \square — $Ar + CO_2$; Δ — $Ar + CO_2 + O_2$

ного сопла, затем побудителем тяги протягивали через измерительно-разделительную колонну, из которой часть потока отбирали аспиратором в поглотители для определения содержания оксидов азота и озона, содержание монооксида углерода исследовали с помощью газоанализатора ГХ-4. Интенсивность образования ТССА изучали согласно методикам [6, 7]. При каждом режиме сварки отбирали по 5 проб аэрозолей.

Для определения концентрации оксидов азота в отбираемом объеме воздуха использовали метод, основанный на реакции взаимодействия оксидов азота с реактивом Грисса-Илюсовой [5]. Чувствительность метода — $0,65 \text{ мг/м}^3$, что в пересчете на интенсивность образования оксидов азота при скорости отбора проб воздуха $0,1 \text{ л/мин}$ составляло $6,5 \cdot 10^{-5} \text{ мг/мин}$.

Интенсивность образования компонентов ГССА при использовании различных защитных газов*

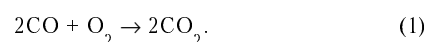
Режим сварки			CO_2	$Ar + CO_2$	$Ar + CO_2 + O_2$
$I_{св}$, А	$U_{д}$, В	$v_{св}$, М/ч			
225	27	365	$1,59 \pm 0,32$	$0,79 \pm 0,15$	$0,30 \pm 0,06$
			$2,03 \pm 0,18$	$3,80 \pm 0,31$	$5,10 \pm 0,44$
300	33	459	$0,89 \pm 0,19$	$0,29 \pm 0,07$	$0,17 \pm 0,43$
			$0,76 \pm 0,62$	$1,11 \pm 0,09$	$2,22 \pm 0,18$
350	33	583	$0,63 \pm 0,14$	$0,30 \pm 0,06$	$0,14 \pm 0,03$
			$4,25 \pm 0,31$	$4,57 \pm 0,38$	$5,07 \pm 0,42$
400	35	754	$1,52 \pm 0,34$	$0,58 \pm 0,12$	$0,16 \pm 0,03$
			$4,18 \pm 0,36$	$5,33 \pm 0,51$	$6,33 \pm 0,57$
450	37	908	$1,65 \pm 0,41$	$0,79 \pm 0,16$	$0,38 \pm 0,07$
			$4,31 \pm 0,35$	$6,34 \pm 0,48$	$10,15 \pm 0,83$

* В числителе приведены значения CO (г/мин), в знаменателе — NO_2 (мг/мин).

Погрешность измерения не превышала $\pm 15\%$. Содержание озона в воздухе определяли методом, основанным на взаимодействии этого элемента с йодистым калием. Чувствительность метода составляла $0,05 \text{ мг/м}^3$ (интенсивность образования оксидов азота равна $2,5 \cdot 10^{-5} \text{ мг/мин}$ при скорости отбора проб $0,5 \text{ л/мин}$), погрешность измерения была не более $\pm 25\%$ [5].

Результаты исследований. Результаты исследований (таблица) показали, что в составе ГССА содержатся монооксид углерода и оксиды азота, количество которых зависит от состава защитного газа и режима сварки; озон при этом отсутствует.

При сварке в смесях $Ar + CO_2$ и $Ar + CO_2 + O_2$ интенсивность образования CO соответственно в 2 и 5 раз ниже, чем в случае сварки в CO_2 . Поскольку источником образования CO является CO_2 , диссоциирующий в результате горения дуги [8], то с уменьшением содержания CO_2 в защитном газе снижается содержание CO в сварочном аэрозоле. Замена части углекислого газа аргоном уменьшает образование при сварке токсичного монооксида углерода. При использовании смеси $Ar + CO_2 + O_2$ наблюдается минимальное выделение монооксида углерода из-за окисления его при высокой температуре дуги:



Таким образом, значительное (в 5 раз) уменьшение парциального давления CO при сварке в смеси $Ar + CO_2 + O_2$ объясняется наличием в ней аргона и кислорода. Кроме того, поскольку в процессе горения дуги из кислорода воздуха и защитного газа под действием ультрафиолетового излучения дуги может образовываться озон

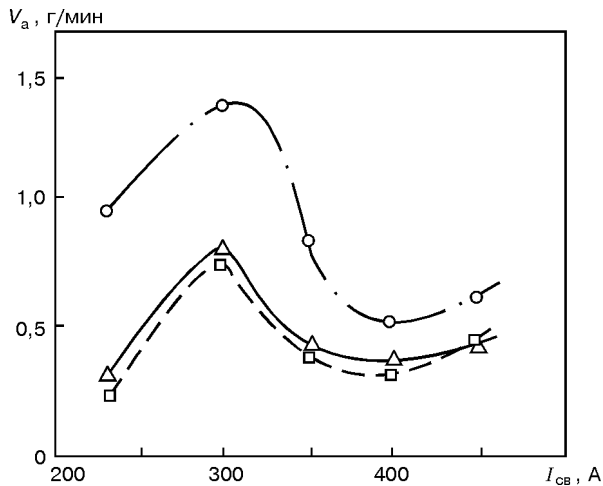
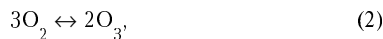
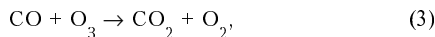


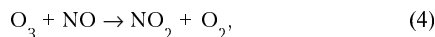
Рис. 3. Зависимость интенсивности V_a образования ТССА от $I_{св}$ при сварке проволокой Св-08Г2С диаметром 1,6 мм в защитных газах (см. обозначения рис. 2)



то возможна реакция



что также снижает выделение монооксида углерода и озона. Подтверждением изложенного выше является отсутствие озона в составе ГССА, выявленное при выполнении наших опытов. Полученные результаты исследований [3, 8, 9] показали, что в начальный момент сварки содержание озона высокое. Затем он реагирует с монооксидом азота, образуя диоксиды азота и кислород

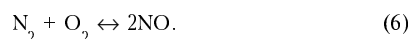


а под воздействием на него излучения дуги разлагается

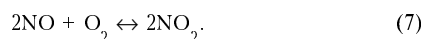


Отсюда можно сделать вывод, что отсутствие в ГССА озона объясняется его быстрым разложением при взаимодействии с монооксидом углерода, монооксидом азота и под воздействием излучения дуги. Вместе с тем, полное отсутствие озона в наших опытах объясняется его разложением в процессе отбора проб аэрозолей при движении озона по измерительно-разделительной колонне и шлангам до газоанализатора (см. рис. 1). В ходе других опытов по определению содержания озона непосредственно в зоне дыхания при сварке в CO_2 было установлено, что его содержание не превышает предельно допустимую (менее $0,1 \text{ мг/м}^3$) концентрацию, а иногда фиксируются лишь следы озона.

Монооксид азота образуется в результате высокотемпературного окисления азота воздуха, окружающего дугу:



Под воздействием ультрафиолетового излучения дуги монооксид азота окисляется кислородом воздуха до ядовитого диоксида азота [10, 11]:



При сварке в CO_2 дуга горит в атмосфере этого газа, поэтому интенсивным образованием оксидов

азота весьма невелика по сравнению с монооксидом углерода. Она в среднем на три порядка ниже, чем интенсивность образования монооксида углерода (см. таблицу). При сварке в смесях $Ar + CO_2$ и $Ar + CO_2 + O_2$ интенсивность образования оксидов азота больше, чем при сварке в CO_2 , что связано с ультрафиолетовым излучением, которое становится более интенсивным при сварке в смесях на основе аргона.

С увеличением сварочного тока интенсивность образования монооксида углерода и диоксида азота сначала снижается до определенного значения силы тока, а затем снова повышается (см. рис. 2). Минимальный уровень интенсивности образования этих газов соответствует моменту погружения дуги в основной металл [12] и уменьшению площади ее контакта с окружающим воздухом и защитным газом. При дальнейшем повышении сварочного тока длина дуги над поверхностью основного металла возрастает и соответственно увеличивается площадь контакта дуги с воздухом и защитной средой.

Таким образом, для ТССА [12, 13] и для ГССА существуют определенные режимы сварки, обеспечивающие минимальный уровень их выделений. Так, при сварке на токе 350 А интенсивность образования монооксида углерода в 2...3 раза ниже, чем в случае использования минимального ($I_{св} = 225 \text{ А}$) и максимального ($I_{св} = 450 \text{ А}$) сварочного тока.

Исследования зависимости интенсивности образования ТССА от сварочного тока, выполненные на тех же режимах сварки, что и при определении интенсивности выделений компонентов ГССА, показали, что полученные зависимости имеют более сложную форму по сравнению с ГССА (рис. 3), а также отражают минимум выделений ТССА.

Выводы

1. Установлено, что при механизированной сварке в CO_2 , смесях $Ar + CO_2$ и $Ar + CO_2 + O_2$ проволокой сплошного сечения основными компонентами газобразной составляющей сварочного аэрозоля являются монооксид углерода и оксиды азота.

2. Снижение окислительной способности защитного газа (введение в состав смеси аргона) приводит к уменьшению интенсивности выделения монооксида углерода и увеличению оксидов азота. Введение в состав защитной смеси кислорода также снижает выделение монооксида углерода в результате его окисления и активизирует образование оксидов азота.

3. Зависимости интенсивности образования монооксида углерода и оксидов азота от сварочного тока при использовании CO_2 , смесей $Ar + CO_2$ и $Ar + CO_2 + O_2$ имеют вид парабол с минимумом, соответствующим режиму, при котором дуга имеет максимальное погружение в основной металл.

4. Эти закономерности следует учитывать при выборе оптимальных параметров процесса сварки (составов защитных газов и режимов сварки) для улучшения условий труда сварщиков.

1. Горбань Л. Н., Красюк Е. П., Факторов И. Е. Влияние условий труда на состояние здоровья и заболеваемость работающих в сварочном производстве // Гигиена труда: Респ. межвед. сб. — 1983. — Вып. 19. — С. 40-49.



2. *Sipek L., Smars E.* Ozone and nitrogen oxides in gas shielded arc welding. — ПИВ VIII-1486-89. — 21 p.
3. *Matusiak J.* Powstawanie ozonu przy procesach spawania i ciecicia metali // Biuletyn Instytutu spawalnictwa w Gliwicach. — 1999. — № 5. — S. 142-147.
4. *AWS F1.3-83.* Evaluating contaminants in the welding environment a sampling strategy guide. — Miami: American Welding Society, 1983. — 16 p.
5. *МУ № 4945-88.* Методические указания по определению вредных веществ в сварочном аэрозоле (твердая фаза и газы). — Введ. 22.12.88. — М.: Минздрав СССР, 1990. — 150 с.
6. *МУ № 1924-78.* Гигиеническая оценка сварочных материалов и способов сварки, наплавки и резки металлов. — Введ. 29.09.78. — М.: Минздрав СССР, 1980. — 15 с.
7. *Методика* первичной санитарно-гигиенической оценки порошковых проволок / И. К. Походня, В. Н. Шлепаков, С. А. Супрун др. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1983. — 28 с.
8. *Muzaj K. B.* Гигиена и безопасность труда при электросварочных работах в судостроении. — Л.: Судостроение, 1975. — 128 с.
9. *Press H.* Formation des oxydes d'azote lors du soudage aux gaz. Mesures pour la prevention atteintes a la sante // Soudage et techniques connexes. — 1981. — № 516. — S. 207-212.
10. *Sipek L.* Emission of gases pollutants during GTA welding of yorcal bro brass. — ПИВ VIII-1443-88. — 16 p.
11. *Оксиды азота:* Гигиенические критерии состояния окружающей среды. — Женева: ВОЗ, 1981. — Вып. 4. — 91 с.
12. *Левченко О. Г.* Влияние технологических режимов сварки в CO₂ конструкционных сталей на выделение аэрозоля // Автомат. сварка. — 1992. — № 9/10. — С. 31-33.
13. *Левченко О. Г.* Технологические способы снижения уровня образования сварочного аэрозоля (Обзор) // Свароч. пр-во. — 1998. — № 3. — С. 32-38.

Carbon monoxide and nitrogen oxides are found to be the main gaseous components of a welding aerosol in mechanized CO₂ welding performed in Ar + CO₂ and Ar + CO₂ + O mixtures. Decrease in the oxidizing capacity of a shielding gas leads to a decrease in the intensity of evolution of carbon monoxide and increase in nitrogen oxides. Addition of oxygen to the shielding gas mixture causes a decrease in evolution of carbon monoxide due to its oxidation and an increase in the intensity of formation of nitrogen oxides. Explanations are given to the mechanisms of formation of gaseous components of a welding aerosol and dependencies of the intensity of their evolution upon the welding conditions.

Поступила в редакцию 29.06.2000

**Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
объявляет ежегодный набор в**

АСПИРАНТУРУ по специальности:

- сварка и родственные технологии
- автоматизация технологических процессов
- металловедение и термическая обработка металлов
- металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов

ДОКТОРАНТУРУ по специальностям:

- сварка и родственные технологии
- Автоматизация технологических процессов
- металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов

Прием в аспирантуру проводится дважды в год (апрель, сентябрь)

Контактный телефон: 227-89-54

Документы направлять по адресу:

03680, Украина, Киев-150, МПС, ул. Боженко, 11,

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, аспирантура

ЭТАПЫ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ПОД ФЛЮСОМ В СУДОСТРОЕНИИ (Обзор)

В. Д. ГОРБАЧ, канд. техн. наук, **В. С. ГОЛОВЧЕНКО**, д-р техн. наук
(Центр. науч.-исслед. ин-т технологии судостроения, Санкт-Петербург, РФ)

Приведены результаты разработки и внедрения технологии электродуговой сварки под флюсом сталей и конструкций, используемых для корпусов судов, что обеспечило возможность строительства современных судов с высокими качеством и эффективностью.

Ключевые слова: сварка под флюсом, сварные конструкции, судостроение, разработки, исследование

Переход от клепаных конструкций судов к цельно-сварным, начатый в речном судостроении в середине 1930-х годов, создал условия для отказа от мелкоузлового способа постройки корпуса судна и перехода на секционный, что позволило перенести значительный объем сборочных и сварочных работ в закрытые цеха [1–3].

В этот период все сварные соединения выполняли ручной сваркой «голыми» электродами или с ионизирующей (меловой) обмазкой. Вследствие значительного окисления и насыщения азотом расплавленного металла наблюдалось повышение прочности и значительное снижение пластичности металла шва (до $\delta \leq 3\%$) [4, 5]. Это ограничивало область применения электродуговой сварки. Она не допускалась для выполнения стыковых соединений корпуса судна, а находила применение лишь для сварки набора и приварки его к обшивке корпуса судна.

По этой же причине первоначально сварку стали начали применять в речном судостроении [5]. Переход на постройку корпусов морских судов сдерживался также отсутствием надежных, хорошо свариваемых сталей.

Серьезный толчок к внедрению сварки в судостроении был сделан в связи с изобретением в 1939–1940 гг. в ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР скоростной автоматической сварки проволочным электродом под флюсом [6].

Существенным вкладом в становление сварки под флюсом было также создание в 1941 г. в ЦНИИТМАШе плавного флюса ОСЦ-45, который и до настоящего времени широко используется в различных отраслях промышленности при автоматической сварке сталей обычной, средней и повышенной прочности.

Практическую реализацию концепции перехода от клепки к сварке в судостроении осуществлял трест «Оргсудопром», созданный в 1939 г. и в 1948 г. преобразованный в Центральный научно-исследовательский институт технологии судостроения (ЦНИИТС), ставший впоследствии известным крупным научным центром по созданию технологии постройки современных судов [2, 3].

В этот период научно-исследовательские работы в области сварки в ЦНИИТС выполняли в тесном взаимодействии с известными научными центрами по сварке (ИЭС им. Е. О. Патона, ЦНИИТМАШ, ЛПИ им. М. И. Калинина, завод «Электрик» и т. д.) и другими специалистами в области технологии судостроения [1–3].

В начальный период развития сварки для корпусов судов применяли низкоуглеродистые стали марок Ст3, Ст4 и Ст5, сварку которых выполняли ручным способом электродами руднокислого типа ОММ-2 (ТК) и ОММ-5. Для цельносварных корпусов морских судов предлагалось использование низколегированных сталей повышенной прочности.

Введение в практику судостроения секционного способа постройки создало условия для применения нового по тому времени технологического процесса — автоматической дуговой сварки. К 1937 г. в ИЭС им. Е. О. Патона принципиально были разработаны два способа автоматической сварки. Первый основывался на применении проволоки со стабилизирующим тонким покрытием, а второй — на использовании проволоки крестового сечения с толстым покрытием. В этот же период в ИЭС им. Е. О. Патона был создан первый в СССР сварочный самоходный аппарат-трактор для автоматической сварки в судостроении. Возможность применения аппаратов подобного типа в судостроении ранее никем не была доказана и признана [6, 7].

Одновременно (с 1946 г.) в «Оргсудопроме» были возобновлены, начатые в 1940 г. и прерванные войной, работы по созданию и внедрению технологии автоматической сварки под флюсом взамен ручной сварки покрытыми электродами. Еще до войны было установлено, что для автоматической сварки сталей Ст4, Ст5 и 20Г наиболее приемлемым является флюс марки ОСЦ-45, с применением которого обеспечиваются высокие технологические свойства металла шва, его наименьшая склонность к образованию пор и наиболее высокие показатели механических свойств сварного соединения. В этот же период было показано, что автоматическая сварка под флюсом возможна только в нижнем положении и обеспечивает производительность сварочных работ в 5...6 раз более высокую, чем при ручной сварке покрытыми электродами [3, 6, 7].

Эти особенности сварки в послевоенный период, с одной стороны, вызывали потребность ее скорей-

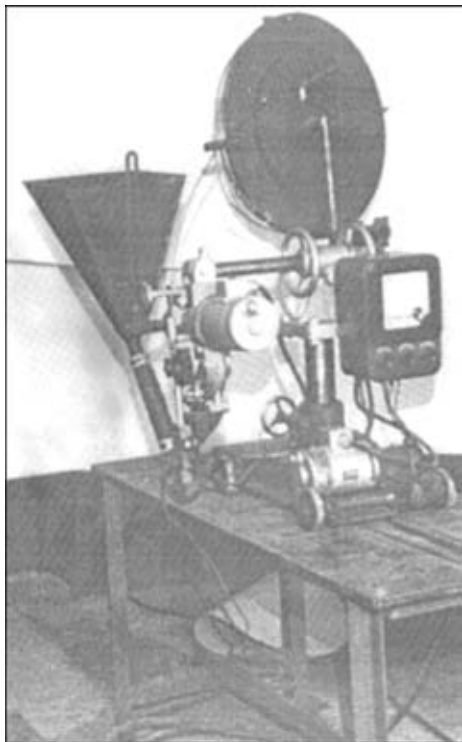


Рис. 1. Первый автомат МАГ-1 для сварки под флюсом стыковых соединений судовых конструкций

шего и более широкого внедрения, а с другой, — необходимость исследовать и разрабатывать технологию сварки всех применявшихся в то время судокорпусных сталей марок Ст3, Ст4, 10ХСНД, 15ХСНД, 10ХСН2Д и др. толщиной от 7 до 50 мм.

Исследования и разработку технологии автоматической сварки производили с одновременной отработкой созданного трестом «Оргсудопром» еще в 1944 г. опытного образца автомата МАГ-1 (рис. 1), серийный выпуск которого с 1946 г. сыграл решающую роль во внедрении автоматической сварки под флюсом при выполнении стыковых соединений судовых корпусных конструкций толщиной 7... 50 мм. В это же время была отработана технология автоматической сварки под флюсом стыковых соединений тонких (2... 7 мм) листов.

Принципиальные вопросы автоматической сварки под флюсом стыковых соединений в нижнем положении основных марок сталей были решены к 1948–1951 гг., что позволило существенно снизить объем применения ручной сварки и получить значительный технико-экономический эффект [2, 3].

В 1949–1957 гг. для механизации сварки угловых швов, а также стыковых соединений небольшой протяженности разрабатывали и внедряли технологию шланговой механизированной сварки под флюсом электродной проволокой диаметром 1,6 и 2,0 мм полуавтоматами типа ПШ-5 и ПШ-54, созданными ИЭС им. Е. О. Патона.

С целью применения механизированной сварки под флюсом стыковых и угловых соединений при изготовлении секций с криволинейными обводами были разработаны специальные поворотные «постели»-кантователи для подкантовки секций и создания условий сварки в нижнем положении. Впоследствии это направление механизации сварки

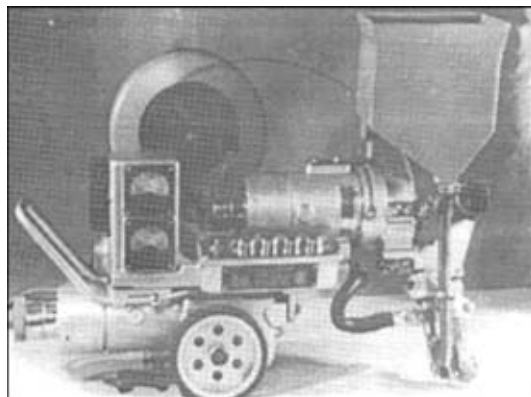


Рис. 2. Автомат АСУ-138 для сварки под флюсом наклонным электродом тавровых соединений судовых конструкций

дальнейшего развития не получило из-за громоздкости кантователей и большой сложности работ. Весьма эффективным путем механизации сварки угловых швов (соединение судового набора с перекрытиями) оказался разработанный в 1949–1950 гг. способ раздельной сборки и сварки судового набора, который позволил применить для этих целей автоматическую сварку под флюсом. Для этого в ЦНИИТС была разработана технология автоматической сварки под флюсом угловых швов наклонным электродом и создан специализированный автомат АСУ-138 (рис. 2).

В 1948–1951 гг. были разработаны основные положения автоматической и механизированной сварки стыковых и угловых швов судовых конструкций.

Дальнейшее (после 1951 г.) развитие сварки под флюсом шло по пути совершенствования технологии сварки, сварочного оборудования, сварочных материалов, методов и средств контроля за качеством сварки, улучшения санитарно-гигиенических условий при выполнении сварочных работ и т. п.

С целью более широкого внедрения механизированной сварки под флюсом был установлен порядок, при котором конструкторские бюро были обязаны уже на стадии технического проекта судна предусматривать максимально возможный объем сварки под флюсом, а ЦНИИТС изучал технические проекты и давал соответствующие заключения. Для определения объемов механизированной сварки ЦНИИТС в 1949–1951 гг. разработана методика расчета, согласно которой объем применения механизированной сварки (или уровень механизации сварочных работ) определялся как отношение площади продольного сечения сварных швов, полученных механизированными способами сварки, к суммарной площади продольного сечения швов, выполненных всеми способами сварки [2].

В 1961–1962 гг. эта методика была заменена методикой ИЭС им. Е. О. Патона, согласно которой уровень механизации сварочных работ определялся как отношение приведенной трудоемкости сварки, выполненной механизированными способами, к суммарной трудоемкости сварки, произведенной всеми способами.

В 1953–1957 гг. осуществлен комплекс исследований по установлению возможности применения различных способов сварки стыковых соединений с увеличенными зазорами (до 4 мм) на флюсовой

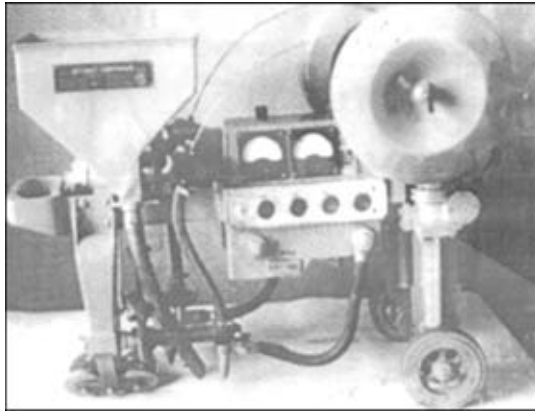


Рис. 3. Автомат ДАСУ-138 для двухдуговой сварки под флюсом тавровых соединений одновременно с двух сторон

подушке и флюсомедной подкладке. Для этих целей на основе разработок ИЭС им. Е. О. Патона на ряде судостроительных предприятий созданы электромагнитные стенды и ЦНИИТС разработана технология двусторонней автоматической сварки на флюсовых подушках стыковых соединений с увеличенными зазорами без скоса кромок при толщине листов 2... 20 мм и со скосом кромок (для листов толщиной 22... 34 мм). Одновременно была разработана технология автоматической односторонней сварки с двусторонним формированием швов.

Однако в связи с недостаточно устойчивым качеством сварных соединений указанные технологии не нашли широкого применения. Для повышения эффективности сварки угловых швов ЦНИИТС разработаны технология и автомат ДАСУ-138 (рис. 3) для одновременной автоматической сварки под флюсом наклонными электродами двух швов (с двух сторон) тавровых соединений (при приварке набора к полотнищам), а также технология механизированной сварки под флюсом угловыми точечными швами тонколистовых конструкций.

В 1958–1959 гг. выполнены научно-исследовательские работы по сварке двухслойных сталей (различных марок судокорпусных сталей, плакированных сталью 10Х18Н9Т), созданы электроды УОНИ-13/НЖ2 и технология ручной и автоматической сварки под флюсом. Наряду с разработкой и совершенствованием процессов сварки значительное внимание уделялось повышению качества сварочных материалов, сварных швов и соединений.

Исследования склонности сварных швов к хрупким разрушениям показали отрицательное влияние насыщения металла шва и зоны термического влияния водородом. Проведены исследования усталостной и динамической прочности, чувствительности к старению и стойкости против коррозии сварных соединений, результатом которых была разработка никелесодержащей проволоки 08-ГН для автоматической сварки под флюсом и электродов для ручной сварки Э-134/45Н и Э-138/50Н, обеспечивающих получение металла шва, стойкого против коррозии и с высокими показателями механических свойств.

В состав флюсов введены ограничения предельных содержаний кремния и марганца, серы и фосфора. Это привело к разделению флюса на два сорта: флюс крупной грануляции для автоматической

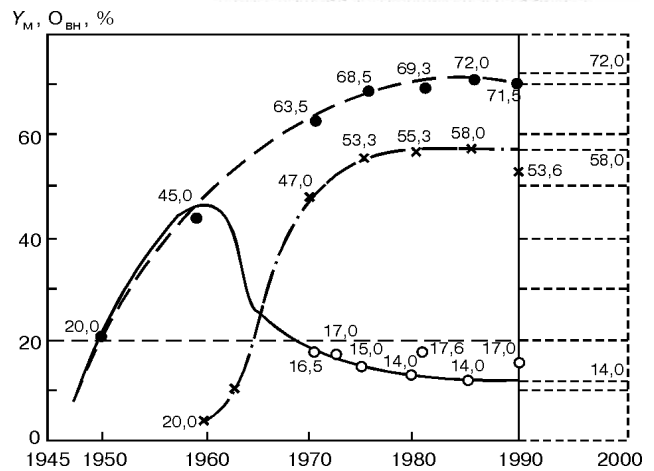


Рис. 4. Динамика изменения объемов внедрения $O_{вн}$ механизированных способов электродуговой сварки плавящимся электродом и уровня механизации сварочных работ Y_m в судостроении: \circ — сварка под флюсом; \bullet — сварка в CO_2 ; \times — уровень механизации

сварки и флюс мелкой грануляции с более жестким ограничением содержания фосфора для механизированной сварки.

В 1949 г. были начаты работы по созданию технологии автоматической вертикальной дуговой (а впоследствии и электрошлаковой) сварки монтажных стыковых швов с использованием сварочного трактора типа ТС-20 с магнитным присосом, созданным в ИЭС им. Е. О. Патона.

Комплекс исследований по отработке техники, технологии сварки и сварочного оборудования, а также по изучению свойств сварных соединений позволил в 1955–1956 гг. начать внедрение автоматической вертикальной сварки с принудительным формированием швов стыковых монтажных соединений корпусов при постройке судов большого водоизмещения типа танкеров, сухогрузов, рефрижераторов и др. [3].

В этот же период были проведены обширные исследования по применению процесса электрошлаковой сварки при изготовлении крупногабаритных изделий массой до 80 т типа штевней, баллеров рулей, судовых валов и др. Электрошлаковая сварка особенно эффективной оказалась при изготовлении крупногабаритных деталей сварнолитых конструкций. Можно считать, что к 1960 г. были завершены исследования способов сварки под флюсом, которые тогда уже получили достаточно широкое внедрение, а технические возможности механизации сварки конструкций за счет способов сварки под флюсом были практически исчерпаны.

На рис. 4 приведена динамика внедрения электродуговых способов сварки плавящимся электродом в судостроении.

Возможность широкого применения в производстве описанных выше технологических процессов подкреплялась созданием необходимой сварочной аппаратуры. В относительно небольшой период в ИЭС им. Е. О. Патона разработано семейство специализированных и универсальных сварочных тракторов и аппаратов (ТС-11, ТС-12, ТС-13, ТС-15, ТС-17, ТС-17М, ИС-17МУ, ДТС-24, ТС-32, А-433, ПШ-5, ПШ-54 и др.).



Значительную роль коллектив этого института и его руководитель академик Е. О. Патон оказали заводам отрасли при внедрении прогрессивных процессов сварки, особенно в период ее освоения на предприятиях юга страны [6, 7].

Ленинградский завод «Электрик», а впоследствии и ВНИИЭСО, создали большую номенклатуру оборудования для дуговой и контактной сварки, которое широко применяется на судостроительных заводах.

К 1970 г. проблемы технологий сварки судостроительных и механизации сварки конструкций из сталей перестали существовать. Созданный комплекс технологических процессов сварки и сварочного оборудования позволял изготавливать любые сварные судовые конструкции.

При строительстве сварных судов в этот период первоочередное значение приобрели вопросы повышения эффективности сварки на различных этапах постройки судов.

Строительство крупнотоннажных судов и применение крупногабаритных стальных листов для корпусов судов, а также разработки в области комплексной механизации изготовления судовых корпусных конструкций выдвинули перед сварочным производством ряд задач, связанных с необходимостью создания новых эффективных технологий сварки, к которым относится прежде всего автоматическая односторонняя сварка с двусторонним формированием швов плоских полотнищ (без их кантовки).

В 1969–1970 гг. созданы технология, автомат «Мир» и стелды для автоматической сварки стыковых соединений толщиной до 32 мм на флюсомедной подкладке, а в 1973 г. разработаны технология и автомат «Бриг» для сварки на скользящем медном ползуне [3].

Для приварки судового набора главного направления к полотнищам в 1974–1976 гг. созданы сборочно-сварочные агрегаты, выполняющие прижатие набора к полотнищам, производящие обратный выгиб в области сварного шва и одновременную приварку набора с двух сторон, а также установку для одновременной автоматической приварки под флюсом четырех ребер жесткости с двух сторон восемь сварочными головками.

С целью повышения производительности сварки при изготовлении плоских секций на комплексно-механизированных линиях была предложена технология многодуговой автоматической сварки под флюсом АН-65 (разработан в ИЭС). Она предусматривает выполнение стыковых соединений полотнищ двумя сварочными головками с двух сторон однопроходными швами на флюсомедной подкладке или флюсовой подушке со скоростью сварки 85...90 м/ч и тавровых соединений набора с полотнищем двухдуговыми сварочными головками одновременно с двух сторон набора со скоростью сварки до 80 м/ч.

К наиболее значительным разработкам в этой области следует отнести также усовершенствование технологии сварки, сварочных материалов и сварочного оборудования для автоматической односторонней сварки плоских полотнищ без их кантовки.

Совместно с ИЭС им. Е. О. Патона разработан подкладочный флюс АН-80П для варианта сварки на флюсомедной подкладке (1980 г.). В 1981 г. в ЦНИИТС разработана технология автоматической двусторонней сварки стыковых соединений плоских полотнищ без их кантовки, при которой сварка в нижнем положении производится автоматическим способом под флюсом, а подварка шва с другой стороны в потолочном положении выполняется автоматической сваркой тонкой проволокой в CO_2 .

Существенным недостатком технологий односторонней автоматической сварки под флюсом с двусторонним формированием швов является получение сварных швов с обеих сторон с большими колебаниями по ширине и высоте выпуклостей. В значительной степени это связано с подгоночными работами при сборке конструкций.

При выполнении подгоночных работ стремятся обеспечить такой зазор в соединении, при котором исключается возможность образования прожога или непровара при сварке, и не обращают должного внимания на получаемые при этом размеры конструктивных элементов разделки кромок под сварку. В результате (площади поперечного сечения) и объемы разделки кромок, подлежащие заполнению при сварке, сильно отличаются на различных участках соединения, что в сочетании с колебаниями режима сварки приводит к существенно отличающимся геометрическим размерам сварных швов, зачастую выходящих за пределы допуска.

В ЦНИИТС выполнено исследование по установлению допустимых отклонений зазора и ширины разделки кромок, при которых возможно обеспечение заданных нормативными документами размеров сварных швов. Была установлена целесообразность разработки и применения автоматического управления параметрами режима сварки для получения сварных швов необходимых размеров [8].

Отклонение в процессе сварки от заданных значений сварочного тока, напряжения дуги и скорости сварки в большую или меньшую сторону, а также колебания размеров зазоров, углов разделки кромок, притуплений и др. в соединении под сварку приводит к тому, что, с одной стороны, сварное соединение для заполнения фактической разделки кромок нуждается в увеличении или уменьшении объема наплавленного металла, а с другой, — фактический режим сварки будет обеспечивать больший или меньший объем направляемого металла. В результате этого создаются условия, при которых после сварки размеры выпуклости сварных швов получаются с недопустимыми отклонениями от заданных значений.

Следовательно, основным требованием, которому должна удовлетворять программно-управляемая технология сварки, является обеспечение в процессе сварки переменного (необходимого) объема наплавленного металла в различных сечениях соединения по длине с таким расчетом, чтобы размеры выпуклости сварного шва (или катета шва) не выходили за пределы значений, установленных нормативными документами, несмотря на возможные колебания параметров режимов сварки и конструктивных элементов соединений под сварку.

Таким образом, объем наплавленного металла является главным управляемым параметром программируемой технологии автоматической сварки, непосредственно влияющим на качество сварного шва.

Из изложенного следует, что для получения сварных швов требуемого качества следует применять технологию электродуговой сварки плавящимся электродом и сварочное оборудование с числовым программным управлением, которые должны удовлетворять следующим требованиям:

автоматический выбор сварочного тока, напряжения на дуге и скорости сварки в зависимости от толщины металла и вида соединения согласно действующим нормативным документам;

автоматическое поддержание в ходе сварки режима процесса, установленного в соответствии с нормативными документами, и его корректировка при колебаниях напряжения питающей сети, размеров конструктивных элементов подготовки кромок в соединении и др.;

автоматическое направление сварочной дуги по заданной траектории с необходимой точностью;

автоматическое включение перед началом сварки и выключение после ее окончания подачи сварочного флюса или защитного газа в зону сварки и уборки флюса в процессе сварки.

Технологии электродуговой сварки плавящимся электродом, удовлетворяющие указанным требованиям, следует именовать программно-управляемыми или автоматическими с числовым программным управлением (рис. 5).

Для отработки такой технологии создан макет автомата с числовым программным управлением типа «Мир-ЗП» и разработан процесс односторонней сварки с двусторонним формированием швов на флюсомедной подкладке плоских полотниц с толщиной металла до 20 мм и длиной 10 м.

Изготовление полотниц предусматривается на соответствующих позициях поточной линии. Сварка соединений толщиной до 1,6 мм производится одной дугой, а соединений большей толщины — одновременно двумя дугами.

Сварку выполняют постоянным током от источников питания двух типов ВДУ-202 или ВДУ-1201 на токах 300...1200 А при напряжении на дуге 28...46 В электродной проволокой диаметром 2...5 мм под флюсом ОСЦ-45 или АН-348.

Сварочный аппарат (передвигаемый по порталу) относится к подвесному типу с двумя последовательно расположенными головками с системой числового программного управления и системой слежения за направлением движения сварочных дуг по стыку. Первая сварочная головка по направлению движения предназначена для сварки одной проволокой, а вторая — для сварки расцепленным электродом.

Программное обеспечение УЧПУ позволяет автомату выполнять работы в режимах автоматическом, механизированном (ручном), корректировки и справки.

Оценку системы программного управления производили путем сравнения качества формирования сварных швов при включенной или при отключен-

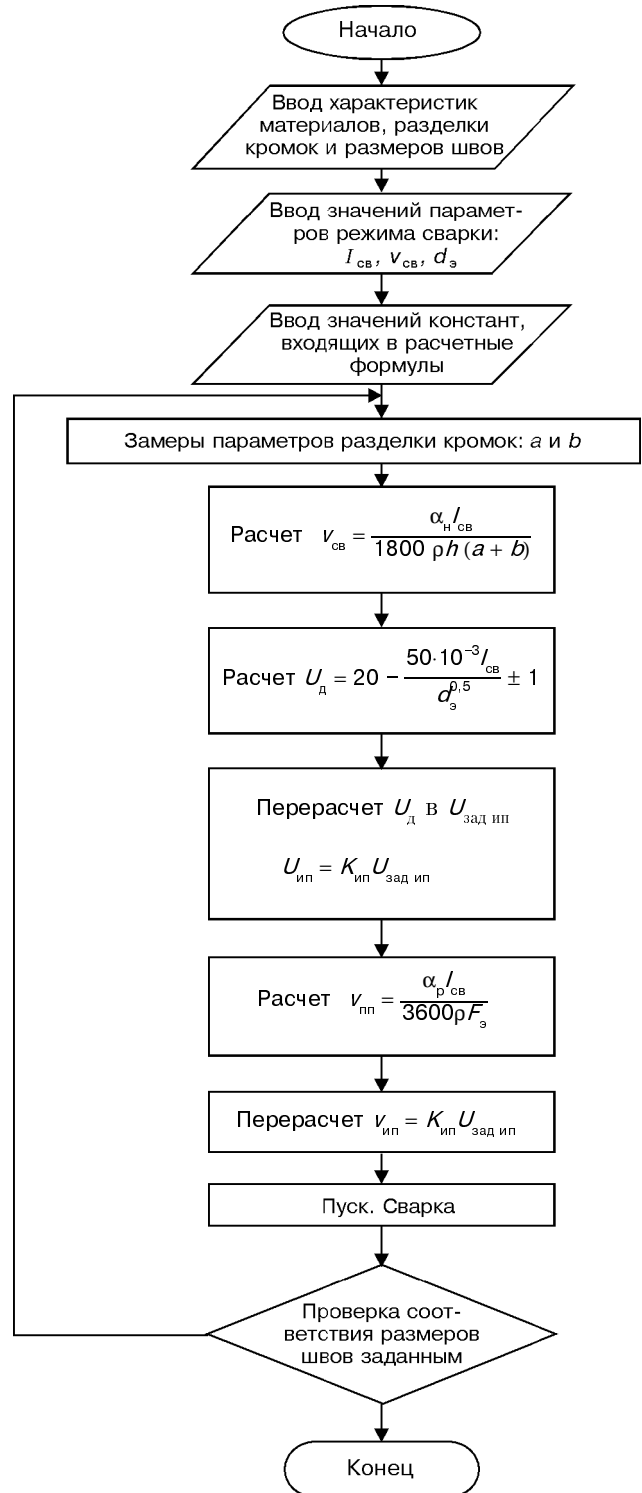


Рис. 5. Блок-схема алгоритма автоматической сварки плавящимся электродом под флюсом с числовым программным управлением

ной системе автоматического управления процессом сварки.

Статистическая обработка результатов экспериментов при сварке соединений с толщиной металла 12 мм показала, что геометрические параметры сварных швов, выполненных с включенной и отключенной автоматической системой управления, находятся в пределах допусков, т. е. не требовалась корректировка основных параметров режима сварки, а за счет стабилизации процесса при програм-



многочисленном управлении получены более гладкие валики как с лицевой, так и с обратной стороны, более плавный переход от шва к основному металлу, меньшие колебания размеров ширины и высоты выпуклости шва.

При двухдуговой сварке соединений с толщиной металла 20 мм без автоматического управления процессом сварки швы характеризуются большими колебаниями размеров ширины и высоты выпуклости, швов особенно с обратной стороны соединения.

На некоторых швах зафиксировано неполное заполнение разделки кромок, наличие подрезов. При включении системы автоматического управления процессом сварки упомянутые дефекты сварных швов отсутствуют.

Проверка указанной технологии сварки в производственных условиях подтвердила полученные ранее результаты.

Выводы

1. Разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона способ электродуговой сварки плавящимся электродом под флюсом оказал значительное влияние на развитие научно-технического прогресса в различных отраслях промышленности.

2. Широкое применение автоматической и механизированной сварки под флюсом в судостроении обеспечило возможность эффективного строительства высококачественных современных судов и ко-

раблей с корпусами из разнообразных марок судокорпусных сталей.

3. В разработке и совершенствовании технологии сварки под флюсом судокорпусных сталей и в создании сварочного оборудования наряду с ЦНИИТС большое творческое участие принимали ИЭС им. Е. О. Патона, ЦНИИТМАШ, завод «Электрик» и др.

1. *Бельчук Г. А.* К истории развития электросварки в отечественном судостроении // Труды ЛКИ. — 1951. — Вып. 9. — С. 15–23.
2. *Развитие* сварки в судостроении / В. С. Головченко, М. Р. Шраерман, В. Р. Абрамович и др. // Судостроение. Технология судостроения. — 1964. — № 5. — С. 40–43.
3. *Сварка* в судостроении / В. С. Головченко, А. А. Казимиров, В. Д. Мацкевич и др. // Сварка в СССР. — М.: Наука, 1981. — С. 140–153.
4. *Володин В. П.* Постройка первого электросварного катера на Дальзаводе в г. Владивостоке // Электросварка в авто-, авиа- и судостроении: Сб. тр. — М.: Гостехиздат, 1931. — С. 57–60.
5. *Муценко Д. А.* Электросварка в речном судостроении во 2-ю пятилетку // Морское судостроение. — 1933. — № 6. — С. 18–21.
6. *Патон Е. О.* Автоматическая сварка в судостроении. — М.: Оборонгиз, 1944. — С. 13–18.
7. *Казимиров А. А.* Автоматическая сварка в речном судостроении // Сборник, посвященный 80-летию Е. О. Патона. — Киев: АН УССР, 1951. — С. 73–76.
8. *Горбач В. Д., Головченко В. С., Стеганцев В. П.* Автоматическое управление режимом сварки под флюсом стальных полотниц // Вестник технологии судостроения. — 1999. — № 5. — С. 11–15.

Results of development and implementation of technologies of submerged arc welding of steels and structures used for the ship hulls are presented. These technologies made it feasible to build modern ships of the high quality and at high productivity.

Поступила в редакцию 16.06.2000

ТЕХНОЛОГИЯ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ И ТЕРМООБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ КОЛЕСНЫХ ПАР ПОДВИЖНОГО СОСТАВА

И. Д. КОЗУБЕНКО, канд. техн. наук (ВСЖД, г. Иркутск, РФ)

В. Ю. ХАСКИН, канд. техн. наук, **В. Д. ЧЕРНИЕНКО**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Показана актуальность решения задач упрочнения поверхностей качения колес. Рассмотрены недостатки традиционных ремонтных технологий восстановления шеек осей колесных пар железнодорожных вагонов. Предложено использование лазерной наплавки и термообработки. Описан пример опытно-промышленного внедрения рекомендуемых лазерных технологий в вагонное депо Иркутск-сортировочный (ВСЖД, Россия).

Ключевые слова: лазерная наплавка, термообработка, восстановление, упрочнение, лазерный комплекс, железнодорожный транспорт, детали подвижного состава, обработка технологии

В процессе эксплуатации железнодорожного транспорта детали подвижного состава изменяются вследствие изнашивания или появления различного рода неисправностей. В результате возникает необходимость в применении технологий диагностики и ремонта. Поэтому задача восстановления и ремонта ходовой части железнодорожных вагонов является актуальной [1].

Одним из узлов ходовой части вагона, работающим в наиболее сложных условиях, является колесная пара. Ее ось постоянно находится под воздействием больших статических и динамических нагрузок. Кроме того, она испытывает дополнительные напряжения сжатия в местах прессовых соединений с колесами и воспринимает удары от рельсов при наличии дефектов на поверхности качения колес и на стыках. На работоспособность оси влияют различные технологические нарушения при ее изготовлении и обработке. Сочетание ряда этих факторов способствует возникновению в оси местных напряжений, которые вместе с усталостными явлениями приводят к образованию трещин. Глубина дефектного слоя на шейках осей составляет обычно примерно 0,1...0,3 мм на диаметр.

При восстановлении шеек осей необходимо предварительно шлифовать (проточить) в размер, меньший номинального на 0,4...0,5 мм на диаметр, затем наплавить с учетом припуска под завершающую механическую обработку и окончательно шлифовать в номинальный размер. Такие дефекты наплавленного слоя, как трещины, раковины и поры, недопустимы. Твердость наплавленного слоя должна составлять $HRC\ 30...35$.

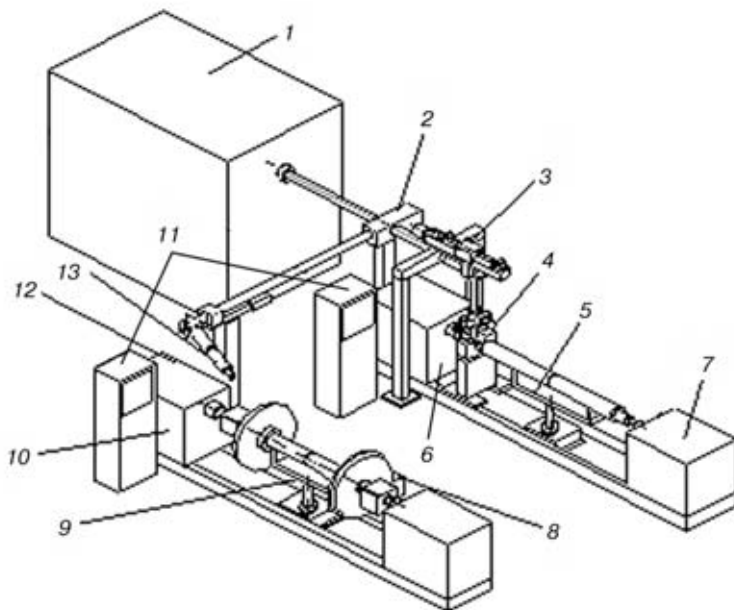
Традиционно детали вагонов восстанавливали способами дуговой или газопламенной сварки и наплавки (ручной дуговой, автоматической и механизированной под слоем флюса и в защитных газах, плазменно-дуговой, газовой и др.) [2]. К недостаткам указанных способов следует отнести большую (свыше 1 мм) припуск на чистовую механическую

обработку и значительный разогрев наплавляемой детали, что может отрицательно сказаться на ее форме и размерах после остывания. Кроме того, материал оси колесной пары (сталь 60) является трудносвариваемым. Его не рекомендуется использовать при дуговой сварке и наплавке [3]. Поэтому, с нашей точки зрения, для восстановления шеек осей вагонов целесообразно применять лазерную наплавку непрерывным излучением CO_2 -лазера, позволяющую устранить указанные недостатки [4].

С учетом особенностей основного металла осей вагонов в качестве присадки для лазерной наплавки шеек рекомендуется использовать порошки самофлюсующихся сплавов на основе никеля. Технология наплавки таких материалов достаточно подробно описана в работе [4].

В ИЭС им. Е. О. Патона осуществляли обработку технологии лазерной наплавки шеек вагонных осей на образцах-имитаторах, выполненных из стали 60 с присадкой порошка ПГ-СР2, дающего твердость примерно $HRC\ 40$. Был выбран следующий режим: мощность излучения 3,2...3,5 кВт; скорость наплавки 64...72 м/ч; диаметр пятна фокусирования излучения 2,5...3,0 мм; массовый расход наплавочного порошка 0,25 г/с. Эксперименты проводили и с другими присадочными материалами. Установлено, что в наплавленном слое образуются микротрещины (ширина раскрытия 5...20 мкм), количество которых, размер и периодичность повторения зависят от многих факторов (например, от твердости наплавляемого слоя, химического состава и грануляции наплавочного порошка, характера и скорости теплоотвода). Наиболее радикальным и простым способом устранения трещин является предварительный подогрев и замедленное охлаждение наплавляемой детали.

В вагонном депо Иркутск-сортировочный (ВСЖД, Россия) в 1996 г. был создан экспериментальный участок лазерного восстановления поверхностей осей, предназначенных для посадки подшипников. В комплект оборудования для него вошли лазерная технологическая установка ЛОК-3М (быстропроточный CO_2 -лазер мощностью излучения 2,5 кВт), горизонтальный вращатель М310504 (частота вращения планшайбы 0,5...2,5 мин⁻¹), круглошлифовальный станок типа 3М173, специа-



Лазерный технологический комплекс для наплавки шеек осей и термообработки поверхностей качения вагонных колесных пар: 1 — технологический лазер; 2 — блок распределительного зеркала; 3 — головка лазерной наплавки; 4 — устройство сопутствующего подогрева; 5, 9 — устройства загрузочные поворотные; 6 — пост лазерной наплавки шеек осей; 7, 12 — вращатели; 8 — устройство нанесения поглощающего покрытия; 10 — пост лазерного термоупрочнения колесных пар; 11 — шкафы управления; 13 — головка лазерного

лизированное нагревательное устройство для термообработки шеек после наплавки. Эксплуатация данного участка позволила ежемесячно восстанавливать до 360 осей, которые ранее отбраковывались в металллом.

Кроме восстановления шеек осей вагонов, актуальной задачей является повышение эксплуатационного ресурса поверхностей качения колесных пар, т. е. ободов колес. Однако такой эффект не должен сопровождаться снижением срока службы рельсов. Наши исследования показали, что наибольшее приближение к требуемому результату дает «островковое» упрочнение, создающее твердые износостойкие участки металла в сравнительно мягкой демпфирующей матрице. Реализовать такое упрочнение можно путем использования лазерной термообработки (ЛТО) без оплавления, применяемой в качестве завершающей операции.

В ИЭС им. Е. О. Патона на образцах-имитаторах была отработана технология ЛТО сталей без оплавления, включающая очистку и обезжиривание упрочняемой поверхности, нанесение поглощающего покрытия, собственно ЛТО и удаление (смыть) остатков поглощающего покрытия. В качестве поглощающих удобнее всего наносить специально разработанные водорастворимые полимерные покрытия, например МЦС-510, СГ-504, ФС-1М [5]. Они имеют высокую (примерно 80...90 %) поглощающую способность, дешевы, не токсичны, не горят, не выделяют копоть при лазерном нагреве, легко наносятся путем пневмораспыления, окраски кистью или валиком. В случае применения покрытия МЦС-510 приемлем режим ЛТО со следующими параметрами: мощность излучения 3,0...3,2 кВт; ширина дорожки закалки 9 мм; скорость 60 м/ч. Глубина дорожки

ЛТО при этом составляла 0,7...0,8 мм, оплавление на поверхности отсутствовало. Для достижения эффекта «островкового» упрочнения на обод колеса, галтели и части реборды следует применять сканирование, придающее дорожке упрочнения пилообразную форму.

Упрочненные образцы испытывали на износостойкость способом «сухого» трения по схеме цилиндр-штырь на специально разработанной машине. Контртела изготавливали из стали 45 с последующей закалкой до твердости около HRC 55. Удельное давление устанавливали в пределах 10...16 МПа, частота вращения испытуемого образца составляла 50...1600 мин⁻¹, линейные скорости трения — 1600...54000 м/ч. Износ образцов измеряли по изменению диаметра микрометром с ценой деления шкалы 0,01 мм, а также по изменению массы взвешиванием на коромысловых весах типа МТЗ № 206 (1965 г.) с погрешностью ±10 мг. Для повышения точности измерений увеличивали продолжительность трения. Результаты испытаний показали, что износостойкость упрочненных образцов превышает таковую образцов, выполненных из материала стандартного вагонного колеса, в 2...3 раза.

На основании результатов экспериментов, а также опыта эксплуатации комплекса восстановления шеек осей (г. Иркутск) принято решение о разработке и проектировании промышленного комплекса для лазерного восстановления шеек осей и упрочнения поверхностей качения колесных пар железнодорожных вагонов. В соответствии с этим в ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины был спроектирован комплекс (рисунок), в состав которого входят технологический лазер 1 мощностью излучения 5 кВт (например, «Плутон-5» [5]), два поста лазерной обработки 6 и 10, система транспортировки и фокусирования лазерного излучения, системы управления 11 постами 6 и 10.

Комплекс работает в полуавтоматическом режиме, т. е. загрузка, закрепление и выгрузка деталей осуществляются с помощью транспортных средств участка, прочие технологические операции — автоматически. Непосредственно перед началом работы лазер 1 включают и выводят на заданный режим, предварительно перекрыв путь излучению заслонкой-прерывателем. В дальнейшем подача и прерывание излучения выполняются механическим перемещением заслонки. Подготовленную к наплавке (прошлифованную и обезжиренную) ось вагона устанавливают на посту 6. Для этого устройство 5 поворачивают перпендикулярно оси поста, кранбалкой опускают предварительно подогретую в печи до ~300 °С ось, устройство 5 устанавливают в показанное на рисунке положение и фиксируют, подводят центры вращателя 7 и зажимают ими ось. После этого к наплавляемой шейке подводят устройство сопутствующего подогрева 4 и включают его. Приводится во вращение ось, головка 3 выводится в начальное положение, проверяется уровень

наплавочного порошка в бункере головки (при необходимости порошок досыпается), включается подача порошка и лазерного излучения, начинается процесс наплавки.

Отметим, что устройство 4 представляет собой состоящий из двух половин отражатель с вакуумно-дуговыми лампами (по 5 ламп мощностью 2 кВт каждая), который охватывает с двух сторон шейку оси. Верхняя часть отражателя выполнена разомкнутой таким образом, чтобы имелся свободный доступ лазерного излучения и присадочного порошка к наплавляемой поверхности, а также была возможность осуществления визуального контроля за процессом наплавки. Такое устройство в течение всего процесса поддерживает постоянную температуру предварительно нагретой шейки.

Поворотное устройство 5 позволяет по окончании наплавки одной шейки оперативно перенастроиться для наплавки второй. Готовая деталь выгружается в обратном порядке. Аналогично производится загрузка-выгрузка колесной пары на посту 10.

Отличие подготовки к ЛТО на этом посту заключается в нанесении на упрочняемую поверхность колеса поглощающего покрытия с помощью устройства 8, представляющего собой пневмораспылитель раствора поглощающего покрытия и фен для его сушки. Головка 13 поста 10 имеет механический сканатор, позволяющий производить ЛТО поверхности качения как пилообразно, так и по спирали.

1. ЦТ/4351-85. Инструкция по формированию и содержанию колесных пар тягового подвижного состава железных дорог колеи 1520 мм. — М.: Транспорт, 1988. — 87 с.
2. Богданов А. Ф., Чурсин В. Г. Эксплуатация и ремонт колесных пар вагонов. — М.: Транспорт, 1985. — 269 с.
3. Марочник сталей и сплавов / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Вяткин и др. — М.: Машиностроение, 1989. — 640 с.
4. Величко О. А. Лазерное упрочнение и наплавка промышленных изделий // Новые процессы и оборудование для газотермического и вакуумного покрытия: Сб. науч. тр. — Киев: ИЭС, 1990. — С. 17-21.
5. Технологические лазеры: Справочник. В 2 т. Т.1. Расчет, проектирование и эксплуатация / Г. А. Абильситов, В. С. Голубев, В. Г. Гонтарь и др. — М.: Машиностроение, 1991. — 432 с.

The importance of solving the problems of hardening of the roll surfaces of wheels is shown. Drawbacks of traditional repair technologies intended for reconditioning of necks of axles of railway car wheelsets are considered. It is suggested that laser surfacing and heat treatment could be used for the purpose. An example of experimental-commercial application of the recommended laser technologies in the «Irkutsk Sortirovochny» car depot (Russia) is described.

Поступила в редакцию 27.05.2000,
в окончательном варианте 07.07.2000

ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ

г. Феодосия

29-31 мая 2001 г.

И РЕНОВАЦИЯ ИЗДЕЛИЙ

ОРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Ассоциация технологов-машиностроителей Украины
Всероссийский НИИ технологии упрочнения,
восстановления и изготовления деталей
(ВНИИТУВИД «Ремдеталь») (Россия)
НИИ порошковой металлургии (Беларусь)
Инженерный центр диагностики и восстановления оборудования
«ИНЦЕН» (Россия)
Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона
НАН Украины
Киевский государственный университет технологий и дизайна
Механико-машиностроительный институт Национального технического
университета Украины «КПИ»
Национальный технический университет «ХПИ»
Харьковская государственная академия железнодорожного
транспорта
Кировоградский государственный технический университет
КП «Харьковский НИИ технологии машиностроения»
Полоцкий государственный университет (Беларусь)
Машиностроительный факультет Белградского университета
(Югославия)

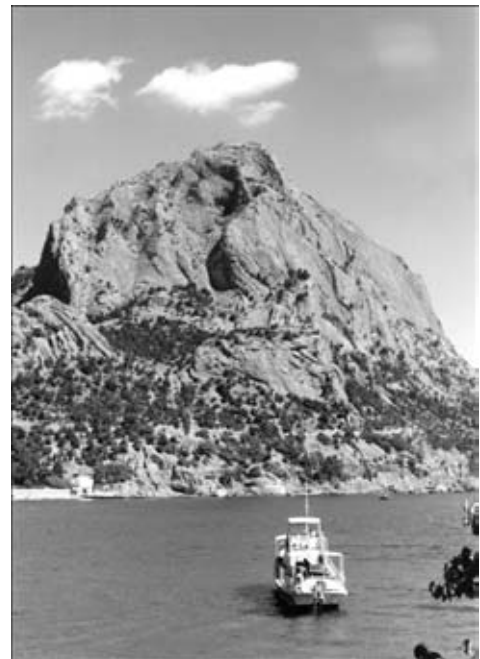
ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

Научные основы инженерии поверхности:

- материаловедение
- физико-химическая механика материалов
- физико-химия контактного взаимодействия
- износо- и коррозионная стойкость, прочностные показатели поверхностного слоя
- функциональные покрытия и поверхности
- технологическое управление качеством и эксплуатационными свойствами деталей

Технология ремонта машин, восстановления и упрочнения деталей
Метрологическое обеспечение ремонтного производства
Экология ремонтно-восстановительных работ

Справки по тел./факсу: (044) 430 85 00, E-mail:atmu@atmu.freenet.kiev.ua
04074, Киев-74, ул. Автозаводская, 2 Ассоциация технологов-машиностроителей Украины (АТМ Украины)





ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ МАКРОВКЛЮЧЕНИЙ ОКСИДНОЙ ПЛЕНЫ В МЕТАЛЛЕ ШВОВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ (Обзор)

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрено влияние качества изготовления и подготовки свариваемых материалов и присадочной проволоки, а также условий сборки и сварки соединений на появление макровключений оксидной пленки в металле швов при сварке современных алюминиевых сплавов. Отмечены закономерности образования и расположения дефектов по сечению шва в зависимости от причин их возникновения. Проанализированы условия, способствующие окислительным процессам и снижению эффективности катодного разрушения оксидной пленки в зоне сварки. Выявлены особенности формирования нитевидных продольных включений оксидной пленки в центральной части шва при сварке литийсодержащих сплавов.

Ключевые слова: аргодуговая сварка, высокопрочные литийсодержащие сплавы, алюминиевые сплавы, макровключения оксидной пленки, нитевидные продольные оксидные включения

Одним из наиболее часто встречающихся дефектов при дуговой сварке неплавящимся электродом алюминиевых сплавов являются включения оксидной пленки [1–3]. Существенное влияние на возникновение оксидных включений в металле швов оказывают качество изготовления и подготовки поверхностей свариваемых материалов и присадочной проволоки, а также условия сборки и сварки соединений. Наличие в основном металле расслоений и несплошностей или его повышенная газонасыщенность могут вызывать появление макровключений оксидной пленки в металле швов [4]. Движущимися потоками расплавленного металла сварочной ванны такие дефекты могут перемещаться по всему ее объему и оставаться в металле швов в виде крупных оксидных плен и пор (рис. 1, а).

Некачественная подготовка свариваемых кромок, как правило, приводит к появлению оксидных включений в швах [5–8]. Органические загрязнения на поверхностях заготовок при сварке активно разлагаются, нарушая эффективность защиты зоны нагрева инертным газом. При этом выделяются соединения кислорода, способствующие окислению алюминия в зоне сварки. Наличие гидроксильных групп в составе пленки или адсорбированной на ее поверхности влаги также способствует активизации процессов окисления и появлению включений оксидной пленки в металле швов (рис. 1, б).

Повышенную опасность представляют оксидные пленки, находящиеся на торцовых поверхностях свариваемых кромок [6]. Катодная очистка наиболее эффективно происходит только в верхней части стыка. Его нижняя часть непосредственного воздействия дуги не испытывает. Находящиеся там оксидные пленки могут дробиться и выноситься на поверхность только движущимся металлом сварочной ванны. Однако вследствие большего удельного веса оксида по сравнению с жидким алюминием шансы

на всплытие имеют только тонкие мелкие пленочные включения. Большинство включений оксидной пленки при кристаллизации шва так и остаются в его нижней части (рис. 1, в).

Вероятность возникновения оксидных включений в металле швов повышается при использовании присадочной проволоки [8] и зависит от условий ее подачи в зону сварки [5, 9]. Органические загряз-

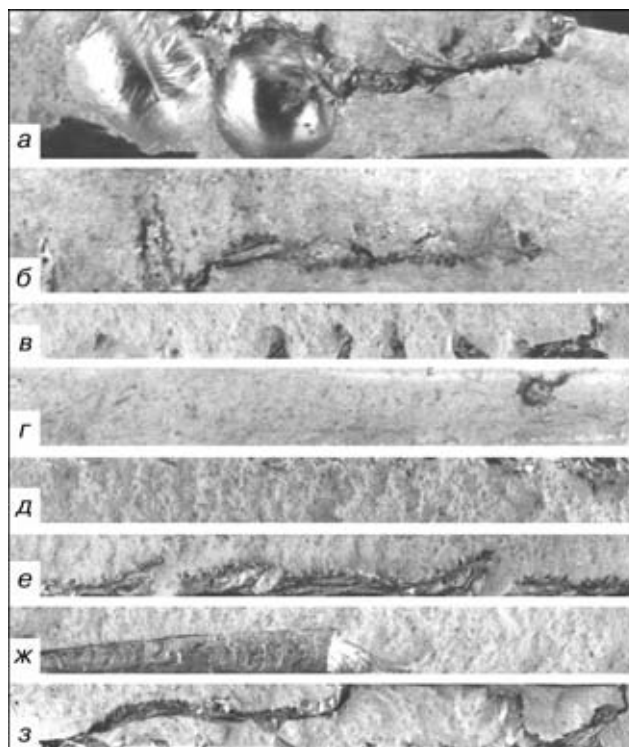


Рис. 1. Включения оксидной пленки в изломах швов алюминиевых сплавов, полученных аргодуговой сваркой неплавящимся электродом, обусловленные повышенным газосодержанием основного металла (а); органическими загрязнениями свариваемых кромок (б); недостаточным катодным разрушением исходной оксидной пленки на торцовых поверхностях кромок (в); наличием дефектов (закатов) в присадочной проволоке (г); более высокой температурой плавления присадки по сравнению с основным металлом (д); инъекцией воздуха через зазор, образующийся в стыке (е); смещением дуги от центра стыка (ж); несколькими факторами одновременно (з)

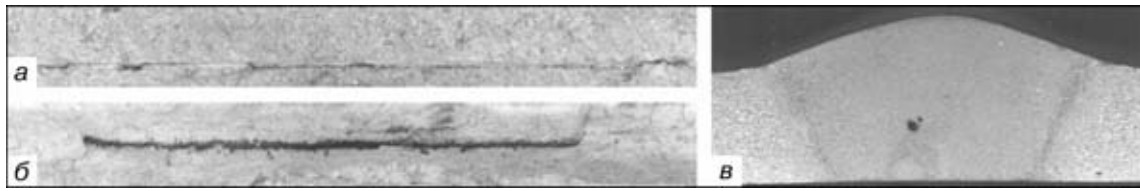


Рис. 2. Протяженные нитевидные включения оксидной пленки в изломах швов (а, б) и на поперечном макрошлифе (в), образующиеся при аргонодуговой сварке литийсодержащих алюминиевых сплавов неплавящимся электродом

нения и адсорбированная влага на ее поверхности вносят большое количество соединений кислорода и тем самым усиливают окислительные процессы в сварочной ванне. Присадка обычно подводится к переднему фронту плавления сварочной ванны (с легким касанием верхнего среза кромки по центру стыка). Периодическое смещение ее от центра приводит к блужданию или смещению дуги к одной из кромок, нарушению стабильности катодной очистки свариваемых поверхностей, а иногда даже к несплавлению кромок. Вероятность этого увеличивается при большой скорости подачи присадочной проволоки малого диаметра. Она практически не успевает расплавляться в головной части сварочной ванны и затрудняет катодную очистку находящейся под проволокой поверхности свариваемых кромок. В результате этого в металле шва обнаруживаются отдельные макровключения оксидной пленки, располагающиеся преимущественно в его средней и верхней частях (рис. 1, з).

Причиной появления оксидных включений в металле швов может быть неправильный выбор химического состава присадочной проволоки. В случае применения состава присадки с температурой плавления, намного превышающей температуру плавления основного металла, в верхней части металла шва обнаруживаются неразрушенные частицы оксидной пленки (рис. 1, д).

Существенное влияние на процессы окисления расплавляемого дугой металла и катодной очистки свариваемых поверхностей оказывают условия сборки и фиксации кромок перед сваркой [5, 10–12]. Из-за небрежности сборки и прижатия деталей перед сваркой, а также вследствие деформации кромок от нагрева происходит их смещение и образование зазора в стыке. В результате этого впереди сварочной ванны создаются благоприятные условия для инъекции атмосферного воздуха к свариваемым кромкам через образующийся зазор. Поэтому впереди сварочной ванны возникают условия для нарастания оксидной пленки, в том числе и на торцевых поверхностях свариваемых кромок. Этому способствует распространение тепла за пределы зоны защиты инертным газом. Кроме того, в результате гармонических колебаний расплавленного металла он легко проникает в зазор, что приводит к интенсивному окислению поверхности жидкого металла и кромок в местах их контакта. При сварке на спуск затекание жидкого металла в головную часть сварочной ванны уменьшает глубину проникновения дуги в основной металл, снижая эффективность катодной очистки кромок. Неразрушенные оксиды образуют в металле швов неметаллические включения, которые остаются, как правило, в нижней части шва вследствие незначительного переме-

шивания расплавленного металла сварочной ванны при обычной аргонодуговой сварке (рис. 1, е).

Наличие большого зазора в стыке увеличивает вероятность смещения дуги к одной из кромок. В результате в корневой части шва возможно образование окисленных участков несплавления (рис. 1, ж). Важное значение имеет совершенство защиты зоны сварки инертным газом [13]. Вероятность появления макровключений оксидной пленки в швах увеличивается при нарушении ламинарности истечения потока защитного газа, при недостаточном его расходе или неправильном выборе размеров и формы защитного сопла. Наличие конденсированной влаги на внутренних поверхностях магистралей подачи защитного газа и в сопле горелки, а также применение в качестве защитного газа аргона с точкой росы выше 214 К может служить дополнительным источником кислорода [14].

Существенное влияние на образование включений в швах оказывает смещение дуги от центра стыка, которое приводит к неравномерному разрушению оксидной пленки на свариваемых кромках и присадочной проволоке [5]. Основными причинами смещения дуги могут быть несимметричное расположение электрода относительно свариваемых кромок; несимметричное образование короны или подгорание торца электрода в процессе сварки; неравномерное или неплотное прилегание кромок стыка к формирующей подкладке (особенно при сварке тонкого металла); неравномерный теплоотвод по обе стороны стыка (особенно при сварке разнотолщинных или разноименных материалов).

Естественно, что при сварке конструкций в производственных условиях могут возникнуть сразу несколько факторов, способствующих окислению расплавляемого дугой основного и присадочного материалов или препятствующих эффективному разрушению оксидной пленки. В результате этого в металле шва образуются разнообразные по форме разветвленные включения оксидной пленки, располагающиеся практически по всей его толщине (рис. 1, з).

Особо следует выделить оксидные включения в металле швов литийсодержащих сплавов. При аргонодуговой сварке этих сплавов неплавящимся электродом с присадочной проволокой в центральной части шва образуются характерные нитевидные протяженные оксидные включения (рис. 2). Причины появления таких дефектов в настоящее время уточняются, но уже стало очевидным, что образование включений связано с использованием присадок, имеющих более высокую температуру плавления, чем у основного материала. Об этом свидетельствует полное отсутствие рассматриваемых дефектов при сварке без присадочной проволоки, а



также в случае использования стационарных вставок (полос) из металла, соответствующего по химическому составу основному металлу.

Выводы

1. Макровключения оксидной пленки в швах при сварке алюминиевых сплавов образуются вследствие нарушения требований к подготовке поверхностей свариваемых кромок, точности сборки и технологии сварки.

2. По форме, виду и расположению неметаллических оксидных включений в швах можно установить основную причину их образования. В случае недостаточно эффективного катодного разрушения оксидной пленки они располагаются ближе к верхней части шва в форме обособленных включений и имеют темную поверхность, а в случае чрезмерного окисления металла в процессе сварки они находятся преимущественно в корневой части шва, имеют большую протяженность и светлую блестящую поверхность.

3. Характерные для литийсодержащих сплавов протяженные нитевидные включения оксидной пленки образуются в швах вследствие недостаточной катодной очистки поверхности присадки, которая обычно имеет более высокую температуру плавления по сравнению с основным металлом.

1. Моисеенко И. Г., Столбов В. И., Турченко М. А. Окисные включения при сварке сплава АМг6 // Свароч. пр. — 1968. — № 5. — С. 23–24.
2. Моисеенко И. Г., Лукашин Н. В. К вопросу о повышении герметичности сварных емкостей из сплава АМг6 // Там же. — 1969. — № 8. — С. 31–32.

Effect of the quality of manufacture and preparation of materials welded and a filler wire and also conditions of assembly and welding of joints on the formation of macroinclusions of oxide film in welds during welding advanced aluminium alloys is considered. Typical peculiarities of formation and location of defects in weld section depending on the causes of their initiation are described. Conditions that promote the oxidizing processes and decrease in effectiveness of a cathode destroying of oxide film in the zone of welding are analyzed. Peculiarities of formation of thread-like longitudinal inclusions of oxide film in a central part of the weld in welding lithium-containing alloys are defined.

3. Влияние окисных включений на прочность сварных соединений сосудов давления из сплава АМг6 / В. Ф. Лукьянов, В. Н. Фомин, В. П. Моисеенко и др. // Там же. — 1970. — № 6. — С. 24.
4. Оценка возможности применения гранулируемого сплава системы Al-Zn-Mg в сварных полуфабрикатах / М. М. Ерофеева, В. В. Быков, В. Ю. Конкевич и др. // Там же. — 1989. — № 8. — С. 19–20.
5. Несплошности в сварных швах сплава АМг6 при наличии окисных включений / В. Н. Крюковский, О. М. Новиков, О. В. Мешкова и др. // Там же. — 1970. — № 12. — С. 25–27.
6. Оботуров В. И., Толкачев Ю. И. Некоторые особенности образования и разрушения оксидных плен при аргонодуговой сварке алюминиевых сплавов // Там же. — 1973. — № 11. — С. 22–24.
7. Столбов В. И., Моисеенко И. Г., Лукашин Н. В. Влияние некоторых технологических факторов на образование оксидных включений при сварке сплава АМг6 // Там же. — 1969. — № 3. — С. 26–28.
8. Терентьев И. М., Баруткин Ф. Е., Коновалов Г. С. Влияние режима сварки алюминиевых сплавов на плотность металла шва // Там же. — 1965. — № 10. — С. 16–18.
9. Влияние технологических параметров на качество металла сварных соединений сплава АМг6 / И. М. Терентьев, В. В. Слюсаревский, Б. Г. Калининченко и др. // Там же. — 1971. — № 4. — С. 36–37.
10. Склонность легких сплавов к образованию оксидных включений при сварке / В. Н. Сушков, Ю. Н. Скачков, О. М. Новиков и др. // Там же. — 1975. — № 5. — С. 23–24.
11. Скачков Ю. Н., Новиков О. М., Мамон М. Д. Причины появления окисных плен в сварных швах сплава АМг6 // Там же. — 1973. — № 4. — С. 27–29.
12. Юсуфова З. А. О механизме разрушения окисных плен в стыке при аргонодуговой сварке алюминиевых сплавов // Там же. — 1979. — № 10. — С. 25–26.
13. Скачков Ю. Н., Мамаев А. А., Новиков О. М. Повышение качества сварных швов сплава АМг6 // Там же. — 1974. — № 2. — С. 44.
14. Влияние некоторых параметров атмосферы сварочного цеха на качество швов алюминиевых сплавов / В. Н. Сушков, В. Н. Крюковский, А. П. Жандарев и др. // Там же. — 1976. — № 6. — С. 27–29.

Поступила в редакцию 21.04.99,
в окончательном варианте 07.02.2000

ОПЫТ ЭФФЕКТИВНОГО КОМПЬЮТЕРНОГО ПРОЕКТИРОВАНИЯ СБОРОЧНО-СВАРОЧНОЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОСНАСТКИ

С. В. МЕДВЕДЕВ, канд. техн. наук, Д. П. КУНКЕВИЧ, инж. (Ин-т техн. кибернетики НАН Беларуси, г. Минск)

Рассмотрена структура и функциональные возможности системы ИНСВАР автоматизированного проектирования сборочно-сварочных приспособлений. Даны примеры разработанных компьютерными методами приспособлений для комплектования сварными конструкциями сельскохозяйственного агрегата. Благодаря многовариантному проектированию повышено качество технических решений оснастки, почти в два раза снижена трудоемкость ее конструирования.

Ключевые слова: информационные технологии, сборочно-сварочная оснастка, автоматизация проектирования, технология изготовления детали

Новые информационные технологии проектирования, моделирования и производства стремительно проникают в процессы сварки и родственных технологий [1]. Ряд специалистов видят именно в них основу для обновления промышленности и поддержания высокого уровня конкурентоспособности выпускаемых изделий [2].

Перед отделом главного сварщика завода «Могилевлифтмаш» была поставлена задача в максимально сжатые сроки обеспечить технологически необходимой оснасткой производство основных несущих сварных конструкций сельскохозяйственного агрегата. По предварительным оценкам разработка приспособлений и стендов традиционными способами заняла бы 4...6 месяцев работы группы конструкторов с участием квалифицированного технолога. Поскольку такие сроки не устраивали было принято решение об использовании компьютерной технологии проектирования сборочно-сварочных приспособлений (ССП), разработанной в Институте технической кибернетики НАН Беларуси [3].

На данный момент компьютерная технология проектирования СПП доведена до уровня развитой программной системы ИНСВАР (ИНструментарий

инженера-СВАРщика), функционирующей на IBM PC Pentium II в операционной среде Windows 95 (98), поддерживаемой графической системой AutoCAD v. 14. Формируемая ПЭВМ чертежная документация выводится на периферийные графические устройства типа лазерного принтера HP6L и струйного плоттера HP450C. Укрупненная схема построения системы ИНСВАР показана на рис. 1.

Блок «Изделие» в общем случае обеспечивает ввод исходной геометрической информации о деталях оснащаемой сварной конструкции, а также контрольную сборку в номинальных размерах сварных сборочных единиц (ССЕ). Возможно также выполнение сборки деталей с отклонениями размеров от номинальных для оценок уровней зазоров в стыках сварных соединений. Из блока «Технология» используется информация о технологическом узло-вании сварной конструкции, положении узлов и деталей при сборке-сварке, режимах выполнения швов.

Блок «Техническое задание» предоставляет возможность инженеру-технологу выразить свои требования к разрабатываемому приспособлению, указав следующие данные:

тип СПП (стационарное, поворотное или неповоротное);

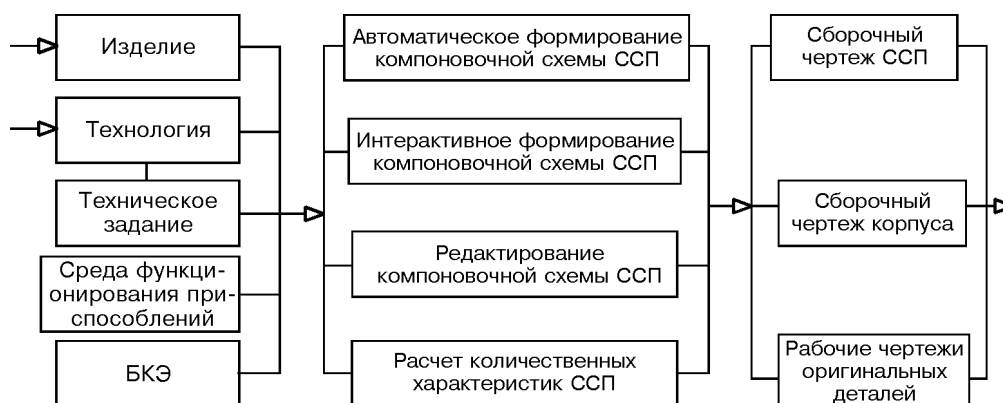


Рис. 1. Схема построения системы ИНСВАР автоматизированного проектирования сборочно-сварочной технологической оснастки

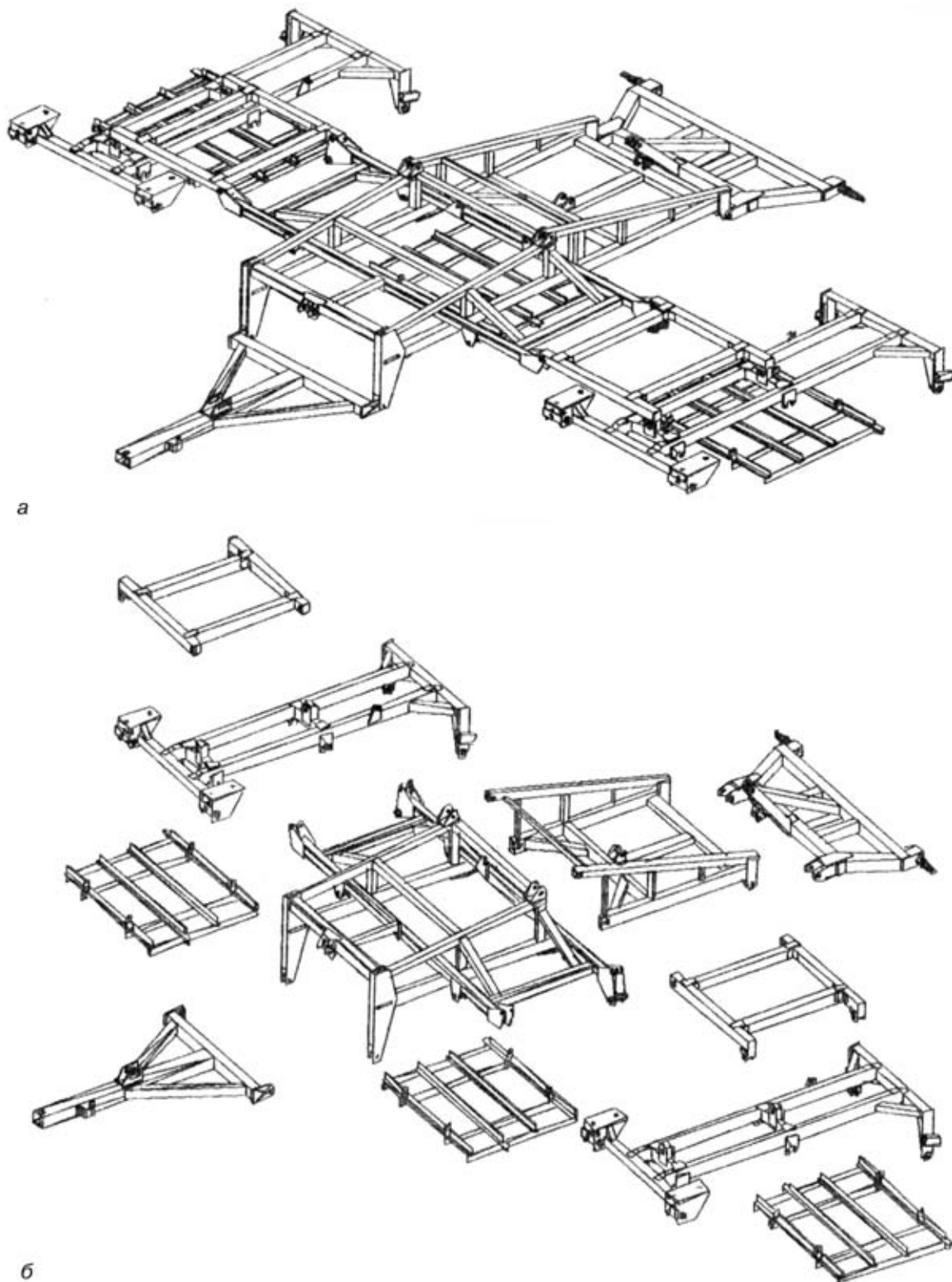


Рис. 2. Оснащаемые сварные конструкции: *а* — рабочее положение; *б* — схема сборки

тип привода силовых устройств (ручной, механический, пневматический, магнитный, электромагнитный, гидравлический, комбинированный);

тип корпуса ССП (плита, рама, балка, рама-балка);

требования к доступности сварных швов сварочным инструментам (хорошая, удовлетворительная);

необходимость анализа напряженно-деформированного состояния ССЕ в ССП с учетом результатов автоматизированного конструирования последнего.

В блок «Среда функционирования приспособлений» вводится информация о типах (типоразмерах) используемых кантователей, вращателей, манипуляторов, столов сварщика и других устройствах, с

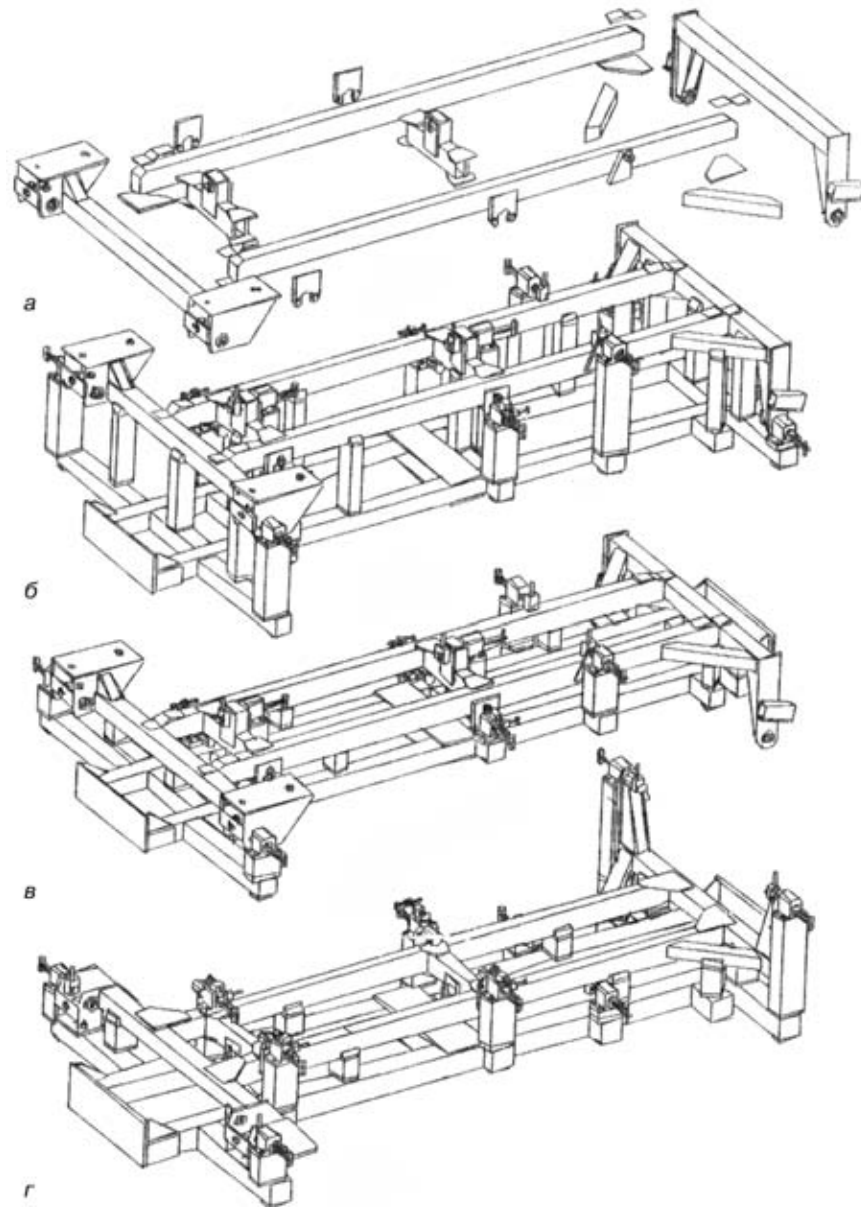


Рис. 3. Схема сборки сварной конструкции (а) и варианты конструктивного воплощения сборочно-сварочного стенда с относительно высоким (б), предпочтительным положением центра масс ССЕ – ССП (в) и измененным положением ССЕ при сварке (г)

которыми стыкуется разрабатываемое приспособление. Указывается также имеющийся в наличии на предприятии тип сортового проката (швеллер, прямоугольная труба) для изготовления корпуса приспособления, кондуктора или стенда.

Всего за полтора месяца в системе ИНСВАР созданы компьютерные трехмерные модели сборочных единиц и технологических узлов для сварных составляющих изделия (рис. 2), разработаны варианты конструкций приспособлений и стендов (рис. 3). Согласованный с инженером-технологом рациональный вариант доведен до сборочных и рабочих чертежей. Изготовление средств оснащения по таким машинным чертежам в условиях инструментального хозяйства завода показало высокое качество документации и практически отсутствие ошибок при переносе геометрических размеров сварной конструкции на базисные элементы и корпуса стендов.

Общий объем чертежной документации составил ~ 200 листов формата А1, созданных одним инженером-конструктором на одном компьютере со «скромными» техническими характеристиками (тактовая частота 166 МГц, оперативная память 32 Мб, HDD – 4 Гб). При этом, по нашим оценкам, обеспечено снижение трудоемкости конструирования почти в два раза. Однако основные положительные стороны компьютерной технологии проектирования ССП видятся в других аспектах.

Во-первых, при создании трехмерных моделей деталей по плоским проекционным чертежам выполнена контрольная сборка и устранены некоторые конструкторские недочеты. На этом же этапе уточнено технологическое узлообразование основных ССЕ.

Во-вторых, по одной и той же схеме базирования было сделано несколько вариантов приспособлений, что при традиционном процессе проектирования практически невозможно из-за недостатка вре-



мени. Для каждого конструкторского варианта определен ряд количественных характеристик: масса ССП; производственная площадь, занимаемая ССП; площадь поверхностей, предохраняемых от налипания брызг расплавленного металла; коэффициент унификации деталей приспособления; коэффициент эффективности теплоотвода от сварных швов в корпусные элементы приспособления; расход стандартного проката (швеллер, прямоугольные трубы) для изготовления корпуса ССП; трехмерные координаты положения центра масс оснащаемой ССЕ, разработанного ССП, а также комплекса ССЕ-ССП; ориентировочная трудоемкость и себестоимость изготовления — сборочно-сварочной оснастки в условиях данного предприятия.

Варианты согласовывались при совместной работе конструктора ССП и технолога, разрабатывавшего задание на конструирование. По предпочтительному варианту оценивалась доступность сварных швов сварочной горелке, а также удобство выполнения сварки с использованием компьютерных манекенов сварщиков.

В-третьих, на довольно больших стендах (25... 45 упоров и прижимов вокруг ССЕ) основной выигрыш во времени и качестве состоит в том, что координаты всех крепежных отверстий упоров и прижимов пересчитываются на корпус приспособления автоматически и выдаются в виде таблиц, предназначенных для оператора-координатчика сверлильно-расточного станка.

Библиотека конструктивных элементов (БКЭ) системы насчитывает более 700 наименований различных упоров, фиксаторов, пальцев и прижимов (винтовых, рычажных, байонетных, пневматических, магнитных). Из последних, ввиду малой производственной программы, в приспособлениях и стендах использованы винтовые. Без каких-либо доработок по той же схеме базирования может быть создан с помощью системы вариант приспособления с пневмоприжимами указанного пользователем типоразмера и усилия. БКЭ открыта для внесения в нее новых оригинальных конструктивных решений сборочно-сварочной оснастки и нестандартного оборудования. Для потребностей индивидуального и мелкосерийного производства в этом блоке имеются основные элементы из комплекта универсальных сборочных приспособлений для сварки с пазом 12 мм.

От инженера-конструктора по сварочной оснастке требуется грамотно «забазировать» сварную конструкцию, предварительно согласовав с технологом схему сборки-сварки и рациональное положение изделия при сварке в приспособлении. Предварительный вариант трехмерной модели ССП формируется в автоматическом режиме с учетом информации, поступившей из блока «Техническое задание».

Structure and functional capabilities of a complex of programs INSVAR for automated designing of assembly-welding equipment are considered. Examples of devices designed by computer methods for completing the agricultural unit with welded structures are given. Due to a multi-variant designing the quality of technical solutions of auxiliary equipment was improved and the labour intensity in its designing was twice decreased.

После визуальной оценки варианта конструкции в совокупности с его количественными характеристиками возможно изменение конструкции в части типов и типоразмеров конструктивных элементов, типов корпусов и соответствующих материалов.

Для согласованного рационального варианта ССП формируются в автоматическом режиме сборочные чертежи ССП со спецификацией, а также корпуса приспособления на нескольких листах с приложением таблиц координат крепежных отверстий на корпусе.

Опыт такого эффективного компьютерного проектирования сварочной оснастки в сжатые производственные сроки еще раз подтвердил эффективность разработанных методов интерактивно-алгоритмического синтеза объектов технологической подготовки сварочного производства. По нашему мнению, компьютерная технология проектирования сварочной оснастки в состоянии обеспечить требования к ССП как для роботизированных [4], так и для традиционных технологических процессов.

В дальнейших работах считаем целесообразным, наряду с совершенствованием проектирующих алгоритмов и программ, обеспечить возможность анализа и оценки напряженно-деформированного состояния ССЕ в приспособлении [5], а также постепенный переход от традиционных форм технологических документов к графическим [6].

Выводы

1. Компьютерное многовариантное проектирование технологических приспособлений и стендов для рамных сварных конструкций реально сократило сроки разработок в два раза и существенно улучшило качество документации.
2. Назрела необходимость в создании и внедрении компьютерных систем, сочетающих возможности проектирования технологических процессов сборки-сварки, а также оснастки и нестандартного технологического оборудования.

1. *Махненко В. И.* Компьютеризация инженерной деятельности в сварке и родственных технологиях // Свароч. пр-во. — 1994. — № 5. — С. 31–34.
2. *Давыдов Ю. В., Злыгарев В. А., Концев Л. К.* Информационные технологии — основа обновления российской промышленности // Информац. технологии в проектировании и пр-ве. — 1998. — № 1. — С. 55–59.
3. *Медведев С. В., Ракович А. Г.* Компьютерная технология проектирования сборочно-сварочной оснастки // Автомат. сварка. — 1997. — № 7. — С. 33–38.
4. *Коршенико Е. А., Зворыкин Н. О., Гаевский О. А.* Опыт комплексного производственно-технологического решения сборки и роботизированной сварки объемной конструкции // Там же. — 1998. — № 6. — С. 11–15.
5. *Программно-методическое* обеспечение и расчет напряженно-деформированного состояния сложных сварных конструкций / С. Н. Киселев, Ю. Н. Аксенов, В. Ю. Смирнов, А. Ю. Богачев // Свароч. пр-во. — 1995. — № 3. — С. 26–30.
6. *Медведев С. В.* Формирование технологических сварочных документов // Там же. — 1998. — № 5. — С. 37–40.

Поступила в редакцию 23.03.2000

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТРАНСФОРМАТОРОВ ДЛЯ РУЧНОЙ ДУГОВОЙ СВАРКИ

И. И. ЗАРУБА, д-р техн. наук, **В. В. АНДРЕЕВ**, **В. В. ДЫМЕНКО**, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены преимущества тиристорного регулирования сварочных трансформаторов. Показано, что применение импульсной стабилизации горения дуги в тиристорно-регулируемом трансформаторе значительно расширяет его сварочно-технологические возможности и область применения. Разработанный в ИЭС трансформатор такого типа обеспечивает плавное регулирование режима работы, «горячий» и «холодный» старты, модуляцию сварочного тока с регулируемой частотой. Может быть использован при сварке электродами для переменного и постоянного тока.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварочный трансформатор, сварочный генератор, тиристорное регулирование, модуляция сварочного тока, устройство стабилизации горения дуги, технологические свойства сварочных источников питания, разбрызгивание металла

Предполагаемое ранее широкое и быстрое вытеснение инверторными выпрямителями традиционных источников питания для дуговой сварки затянулось и не приобрело всеобщего характера. Это относится не только к нашей стране, но и к другим технически развитым западным странам. Здесь не анализируются причины этого явления, как не ставится под сомнение и ряд достоинств инверторных сварочных источников питания, а также перспективы их практического применения. Укажем только, что простота и надежность сварочного источника питания для многих областей применения остаются и, по видимому, еще долгое время будут оставаться среди главных показателей качества и основанием при выборе его типа. При современной элементной базе инверторные источники питания имеют ограничение по току. Для мощных сварочных выпрямителей с номинальным током $I_n > 1000$ А из соображений надежности и экономичности предпочтительнее применение традиционных схемных решений. Несомненно и то, что появление инверторных источников питания явилось своеобразным вызовом обычным сварочным трансформаторам и выпрямителям, при котором достаточно остро встал вопрос об их будущем. Этот «вызов» явился стимулом для совершенствования традиционных сварочных источников питания. Хорошим примером этому служит ряд работ, выполненных в ИЭС им. Е. О. Патона по усовершенствованию трансформаторов для дуговой сварки плавящимся и неплавящимся электродами.

Как известно, сварочные трансформаторы до сих пор принадлежат к числу самых распространенных источников питания для дуговой сварки. Простота и надежность устройства, а также его обслуживания, маневренность, достаточно высокий КПД, хорошие технологические свойства довольно часто ставят их вне конкуренции по сравнению с другими видами аналогичного оборудования. К технологическим преимуществам применения свароч-

ных трансформаторов прежде всего относится отсутствие магнитного дутья, которое довольно часто становится почти непреодолимым «пороком» дуговой сварки постоянным током. При этом ценен также процесс очищения изделия от оксидных пленок при сварке переменным током алюминия и его сплавов неплавящимся вольфрамовым электродом в инертных газах и смесях.

Недостаточная стабильность горения дуги переменного тока 50 Гц в настоящее время успешно преодолевается за счет применения устройств стабилизации горения дуги (УСГД) — генераторов импульсов, обеспечивающих надежное повторное ее зажигание при смене полярности в процессе сварки [1]. Благодаря современной полупроводниковой элементной базе, УСГД доведены до высокой степени совершенства — они сравнительно недорогие и малогабаритные, легко размещаются в кожухе любого трансформатора [2]. При работе сварочного трансформатора на холостом ходу УСГД автоматически отключается. С учетом этих преимуществ трансформаторы с УСГД по сварочно-технологическим возможностям могут полностью заменить сварочные выпрямители при сварке покрытыми электродами практически любых марок как для переменного, так и постоянного тока. Применение УСГД позволило снизить эффективное значение напряжения холостого хода U_x сварочных трансформаторов до 45 В. При этом сократился расход активных материалов, идущих на изготовление трансформатора, уменьшились его масса и габариты, повысился КПД [2].

Как показали опыты [3], при сварке с УСГД значение U_x сварочного трансформатора может быть снижено вплоть до 36 В. Однако при этом снижается не только его амплитудное значение U_m , но и скорость нарастания мгновенного значения напряжения до уровня напряжения зажигания, что нельзя признать благоприятным с точки зрения повышения устойчивости процесса. Кроме того, при заданном номинальном токе становится более жесткой внешняя вольт-амперная характеристика, возрастает ток короткого замыкания, уменьшается угол сдвига ϕ между U_x и сварочным током $I_{св}$, что также нежелательно как с точки зрения устойчивого горения дуги, так и по технологическим соображе-



ниям (например, увеличивается разбрызгивание металла).

Совершенствование сварочных трансформаторов связано с переходом от механического и электромеханического регулирования режима работы к полупроводниковому или электронному регулированию. Одним из наиболее важных преимуществ такого регулирования является быстрдействие. Благодаря этому можно расширить круг технологических задач, в том числе в области дозированного регулирования тепловложения в сварочную ванну, а также направленного воздействия на перенос металла.

Известны сварочные трансформаторы с устройствами тиристорного регулирования режима работы — так называемые тиристорные трансформаторы, в основу работы которых положен способ фазового регулирования тока. Регулятор состоит из двух тиристоров, соединенных встречно-параллельно, и системы их фазоимпульсного управления. Однако выполненные по такой схеме трансформаторы типа ТДФЖ-1002, 2002 дают прерывистый ток во вторичной (сварочной) цепи, что крайне нежелательно с точки зрения устойчивости процесса. Тем не менее при сварке под флюсом мощными закрытыми дугами, когда надежно изолированная от окружающей среды ванна расплавленного металла обладает большой тепловой инерционностью, удается получить достаточно устойчивый процесс, несмотря на периодическое прерывание тока в цепи. При сварке менее мощными открытыми дугами (покрытыми электродами или в защитных газах) этого достичь практически невозможно.

В этом случае приходится прибегать к методу так называемой подпитки дуги от вспомогательного маломощного источника питания. Несмотря на различные варианты подпитки [4] сущность всех сводится к заполнению пауз при тиристорном регулировании небольшим током, поддерживающим нормальное течение процесса сварки. Известно, что для поддержания горения дуги при ручной дуговой сварке покрытыми электродами достаточно, чтобы значение тока в паузах находилось в пределах 10... 15 А.

Применение «подпитки» может способствовать также понижению U_x основного сварочного трансформатора, однако при этом нельзя не учитывать и такого важного фактора, как перенос электродного металла в разрядном промежутке. Нарушение стабильности процесса сварки переменным током связано не столько с изменением полярности последнего, сколько с моментом отрыва капли в течение его полупериода. Особенно опасны крупные, отрывающиеся от электрода на спаде синусоиды сварочного тока. Такие капли могут настолько деионизировать столб дуги, что она после изменения полярности уже повторно не возбудится, и процесс будет прерван [5].

Учитывая это, в ИЭС им. Е. О. Патона разработаны УСГД, подающие в разрядный промежуток импульс энергии не только при смене полярности, но и в любой момент погасания дуги вследствие ее удлинения, резкого падения тока или по другим причинам. Эти меры обеспечивают достаточно вы-

сокую устойчивость процесса в широком диапазоне режимов сварки. Опыты подтвердили целесообразность применения таких УСГД при фазовом регулировании тока трансформатора.

Эксперименты показали, что крупные капли переходят в ванну расплавленного металла преимущественно в конце полупериода на спаде синусоиды тока, когда электромагнитные силы уменьшаются до минимума и преобладает действие сил тяжести и поверхностного натяжения. Перенос металла при этом весьма часто сопровождается короткими замыканиями разрядного промежутка [6], что крайне неблагоприятно для тиристорно-регулируемых трансформаторов. Если включение тиристорного ключа при изменении полярности и переходе источника питания на рабочий режим совпадает с коротким замыканием дугового промежутка, то в цепи происходит резкое увеличение тока, вызывающее взрыв перемычки между каплей и ванной расплавленного металла. При этом капля выбрасывается за пределы шва. Потери металла резко возрастают — разбрызгивание может превысить 30... 35 %, что совершенно недопустимо по технологическим соображениям. В таком случае следует стремиться к тому, чтобы при разрыве перемычки ток был по возможности минимальным. При коротком замыкании, вызванном переносом металла, необходимо продлить режим дежурного тока, а переключение на рабочий режим осуществлять только после разрушения жидкой перемычки. Этот алгоритм должен быть заложен в схему управления тиристорным коммутатором.

Таким образом, при разработке тиристорных трансформаторов с УСГД появляются два дополнительных требования, которые обязательно должны удовлетворяться схемой управления:

включение УСГД и подачу импульса энергии в разрядный промежуток для повторного поджига дуги необходимо осуществлять не только при изменении полярности, но и при любых других обрывах горения дуги в процессе сварки;

при коротком замыкании, вызванном переносом металла крупными каплями на спаде синусоиды тока, переключение тиристоров на рабочий режим должно быть задержано до разрыва перемычки между электродом и ванной расплавленного металла в режиме дежурной дуги.

Естественно, тиристорное управление позволяет осуществить еще целый ряд других регулировок, которые могут потребоваться для различных технологических процессов. Они расширяют сварочно-технологические возможности трансформатора, хотя и не являются обязательными.

Внешняя вольт-амперная статическая характеристика тиристорно-регулируемого источника питания с «подпиткой» имеет две ветви. Одна из них соответствует основному силовому трансформатору и отличается сравнительно небольшим напряжением холостого хода (45... 50 В) и достаточно большим током короткого замыкания $I_{к.з} = (1,5... 1,8)I_n$. Вторая соответствует работе вспомогательного трансформатора, который может быть выполнен в виде отдельного узла или дополнительной обмотки основного трансформатора с $I_{к.з} = (0,1... 0,3)I_n$. Для обе-

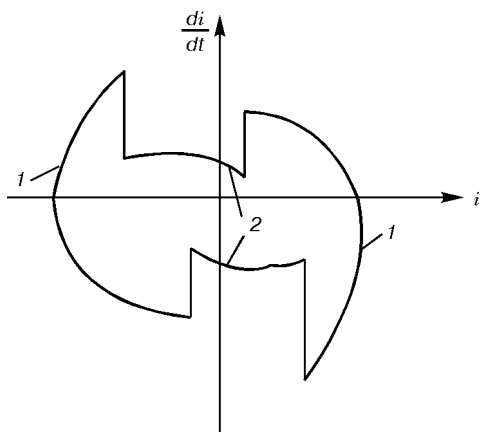


Рис. 1. График зависимости $di/dt = f(i)$ для одного периода тока ($f = 50$ Гц)

их ветвей суммарное напряжение холостого хода равно 70... 80 В.

В варианте исполнения дополнительного трансформатора в виде отдельного узла первичные обмотки основного и вспомогательного трансформаторов подключаются к одним и тем же фазам силовой сети. Вторичная обмотка основного трансформатора соединяется последовательно с цепочкой, состоящей из вторичной обмотки дополнительного трансформатора, и параллельно включенного с ней тиристорного регулятора. К выходу вторичного контура подключаются электрод и изделие. Таким образом, основной трансформатор обеспечивает получение заданного режима сварки, а дополнительный работает в промежутке времени, когда силовой коммутатор закрыт, и обеспечивает горение дежурной дуги.

В варианте питания дежурной дуги от дополнительной обмотки основного трансформатора уровень тока определяется параметрами этой обмотки и ограничивается либо дросселем, либо резистором.

По результатам расчетов и опытов установлено, что с точки зрения оптимизации массы всего источника питания первый вариант выполнения тиристорного трансформатора предпочтителен при $I_n \geq 250$, а второй — при $I_n < 250$ А.

На рис. 1 приведена так называемая фазовая траектория тока — зависимость $di/dt = f(i)$ для источника питания с изменяющейся в течение каждого полупериода вольт-амперной характеристикой. Внешние ветви этой фазовой траектории (кривые 1) соответствуют горению дуги в рабочем режиме, а внутренние (кривые 2) — дежурной дуги. При этом во втором случае di/dt изменяется в начале и в конце полупериода незначительно.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработаны сварочные трансформаторы с тиристорным управлением, обладающие широкими функциональными возможностями. К таковым относятся: плавное (местное и дистанционное) регулирование сварочного тока в одном диапазоне, импульсная стабилизация горения сварочной дуги, модуляция сварочного тока, «горячий» и «холодный» старты. Такая технологическая многофункциональность обеспечивается электронным блоком управления, в котором заложены специальные алгоритмы. С их помощью соответствующим узлам блока управления выдаются

команды на выполнение той или иной функции. Эти алгоритмы реализуются в виде обратных связей по току и напряжению дуги, а также по напряжению питающей сети. Остановимся несколько подробнее на работе блока управления нового тиристорно-управляемого трансформатора.

Стабилизация горения дуги переменного тока обеспечивается за счет импульса энергии, который поступает в дуговой промежуток в каждый полупериод, когда мгновенное значение напряжения холостого хода достигает уровня напряжения горения дуги. Алгоритм времени подачи такого импульса $\theta_{п.и}$ выразится следующим образом:

$$\theta_{п.и} = \arcsin(U_d / U_m + \pi n),$$

где U_d — напряжение горения дуги; U_m — амплитудное значение напряжения холостого хода; n — количество полупериодов тока.

Стабилизирующие импульсы поступают в разрядный промежуток независимо от его состояния в данный момент (разомкнут ли он, закорочен ли каплей переносимого металла, горит ли дуга). При замыкании разрядного промежутка каплей расплавленного металла блок управления формирует «запрет» на открытие силовых тиристоров до тех пор, пока перемигачка не разорвется при малом токе от вспомогательного источника питания. После короткого замыкания силовые тиристоры открываются, и рабочий ток восстанавливается. Такая мера, как отмечалось выше, способствует снижению разбрызгивания металла.

Регулирование сварочного тока осуществляется изменением угла открытия силовых тиристоров: при полностью открытых — ток максимальный, при полностью закрытых — минимальный. В последнем случае он определяется исходными данными силового и вспомогательного трансформаторов.

Модуляция сварочного тока производится попеременным включением основного (тока импульса) и вспомогательного (тока паузы) трансформаторов. Значения этих токов устанавливаются предварительно. Длительность паузы и импульса изменяется в пределах 0,05... 1,00 с.

Повышение тока до номинального в начале сварки плавящимся покрытым электродом для надежного начального зажигания дуги — так называемый горячий старт — обеспечивается за счет полного открытия тиристоров на 5... 10 периодов тока частотой 50 Гц при соприкосновении электрода с изделием в начале сварки.

Понижение тока до минимального (около 10... 70 А) в начале сварки неплавящимся электродом во избежание прожога изделия и разрушения электрода из-за начального зажигания дуги в момент короткого замыкания электрода на изделие — «холодный» старт — осуществляется путем включения дежурного тока дуги на 5... 10 периодов с последующим переходом к заданному току от основного трансформатора.

Следует учитывать, что сварка покрытыми электродами во всех пространственных положениях, кроме нижнего, проводится практически со своеобразной модуляцией тока. Она осуществляется за



Рис. 2. Макет УДС-251 У2

счет механического увода дуги сварщиком в сторону от сварного шва. При этом дуга удлиняется, а ток уменьшается и проходит вне ванны расплавленного металла. Последний слегка остывает и не стекает с вертикальной или наклонной плоскости изделия. В этом случае часть энергии дуги практически пропадает, так как идет на разогрев металла в околосшовной области. Кроме того, расплавленный металл ванны периодически остается незащищенным, что способствует ухудшению качества сварного шва. В случае модуляции сварочного тока за счет тиристорного регулирования дуга все время остается над ванной расплавленного металла, обеспечивая его защиту и при остывании шва во время уменьшения сварочного тока. Такая модуляция улучшает качество сварного шва, экономит электроэнергию, хотя и требует определенных навыков от сварщика, которые приобретаются довольно быстро.

Функциональные возможности разработанных тиристорно-регулируемых трансформаторов гарантируют качественную ручную дуговую сварку покрытыми электродами любых марок как для переменного, так и для постоянного тока. Такой источник питания обеспечивает сварку плавящимися электродами не только углеродистых, но и некоторых нержавеющей сталей (электродами ОЗЛ-8), чугуна (электродами ЦЧ-4), а также сварку неплавящимся электродом нержавеющей сталей, алюминия и его сплавов в среде аргона.

Технологические испытания разработанного трансформатора проводили по ГОСТ 25616-83, а устойчивость горения дуги оценивали дополнительно другими методами. В основном применяли две марки покрытых электродов: УОНИ-13/45 как типичный представитель электродов со фтористо-кальциевым покрытием (для постоянного тока) и МР-3 с рутиловым покрытием (для переменного тока), а также другие, например ВИ-10-6, ОЗЛ-8

Advantages of thyristorized control of welding transformers are considered. It is shown that the use of pulse stabilization of burning of the arc in a thyristor-controlled transformer leads to a substantial widening of its welding-technological capabilities and application field. This type of the transformer developed at PWI provides a gradual regulation of the operation mode, «hot» and «cold» starts and modulation of the welding current with a controlled frequency. It can be used for welding using AC and DC electrodes.

и т. д. Для сравнения на тех же режимах производили сварку при использовании серийного сварочного генератора ПСО-300.

Установлено, что швы, сваренные при использовании разработанного тиристорного трансформатора, практически ничем не отличаются от таковых, выполненных на постоянном токе от генератора ПСО-300. Новый трансформатор обеспечивает высокую стабильность процесса сварки электродами как для переменного, так и постоянного тока, ничем не уступая по этому показателю сварочному генератору [7, 8].

Макет одного из новых трансформаторов с тиристорным регулированием тока — установки УДС-251 У2 — представлен на рис. 2.

Технические характеристики УДС-251 У2

питающая сеть:

напряжение, В	380
частота, Гц	50
номинальный сварочный ток при относительной продолжительности нагрузки ПН=20%, А	250
диапазон регулирования сварочного тока, А	50... 275
суммарное напряжение холостого хода, В	70 ± 4
напряжение холостого хода сварочной обмотки, В, не более	50
номинальное рабочее напряжение, В	30
КПД при номинальном токе, %, не менее	75
коэффициент мощности	0,7
номинальная потребляемая мощность, кВт	14,3
частота импульсов, стабилизирующих горение дуги, Гц	100
масса, кг, не более	45
габаритные размеры, см, не более	45×35×47

По результатам промышленных испытаний установка УДС-251 У2 может быть рекомендована для серийного производства.

1. Заруба И. И., Дыменко В. В. Стабилизаторы горения дуги переменного тока с двойным управлением // Автомат. сварка. — 1982. — № 5. — С. 43-46.
2. Заруба И. И., Дыменко В. В., Болоцько В. И. Сварочные трансформаторы с устройствами стабилизации горения дуги // Там же. — 1989. — № 10. — С. 46-51.
3. Пентегов И. В., Дыменко В. В., Склифос В. В. Сварочные источники питания с импульсным поджигом дуги // Там же. — 1994. — № 7. — С. 36-39.
4. Оборудование для дуговой сварки. Справоч. пособие / Под ред. В. В. Смирнова. — Л.: Энергоатомиздат, 1986. — 657 с.
5. Заруба И. И., Дыменко В. В. Влияние капельного переноса металла на устойчивость сварочной дуги переменного тока // Автомат. сварка. — 1983. — № 12. — С. 14-20.
6. Заруба И. И., Дыменко В. В., Баргамен В. П. Сварка переменным током в углекислом газе // Там же. — 1973. — № 10. — С. 64-68.
7. Zaruba I. I., Andreev V. V., Dymenko V. V. Einege Wege zur Verbesserung des MAG-Schweißprozesses // ZIS Mitteilungen. — 1982. — № 6. — S. 592-601.
8. Заруба И. И., Андреев В. В. Пути улучшения тиристорных источников питания // Сварщик. — 1998. — № 2. — С. 20-21.

Поступила в редакцию 25.05.2000



ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ, ОБРАБОТАННЫХ ВЗРЫВОМ

В. Г. ПЕТУШКОВ, д-р техн. наук, **В. А. ТИТОВ**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На основе подхода с позиций упругопластической теории рассмотрены общие принципы формирования остаточных напряжений и деформаций в сварных соединениях в результате локальной обработки взрывом. Даны рекомендации по оптимизации режимов взрывного нагружения. Показано, что результаты обработки не зависят от наличия и величины исходных остаточных напряжений в сваренном металле.

Ключевые слова: обработка взрывом, остаточные сварочные напряжения, релаксация напряжений, диаграмма деформирования, ударная адиабата, ударная волна

Предложенная в работах [1, 2] физическая модель механизма снятия локальной обработкой взрывом остаточных напряжений (ОН) позволяет удовлетворительно описать экспериментальные данные о влиянии такой обработки на несущую способность сварных соединений [3]. В основе этой модели лежит представление о формировании в ближайшей зоне взрыва двухосного напряженно-деформированного следа (НДС), образование которого обусловлено релаксацией касательных напряжений и избирательной деформацией металла за фронтом неоднородных ударно-волновых течений. Количественная оценка в одномерном приближении величины напряжений и деформаций в НДС, в том числе вследствие его так называемой вторичной релаксации [2], а также давлений ударного сжатия, необходимых для создания эффективного НДС с заданными компонентами напряжений, приведена в работах [2, 4, 5]. Снятие ОН объясняется [1, 6] взаимодействием полей напряжений в НДС и остаточных, приводящих к установлению нового состояния равновесия в сварном элементе как целом.

Рассмотрим схематически, пользуясь совмещенной диаграммой $\sigma(\epsilon)$, последовательность событий при взаимодействии НДС с напряженным металлом сварного соединения [7]. Представляет интерес отдельно остановиться на варианте взрывного нагружения, создающем одноосные деформации вдоль оси y , совпадающей с направлением распространения плоской ударной волны, и практически наиболее важном варианте обработки, вызывающем неоднородные волновые течения.

Для простоты рассуждений используем плоский трехстержневой имитатор сварного соединения, в котором средний стержень нагружен исходными ОН растяжения σ_{x1} , уравновешенными ОН сжатия σ_{x2} в крайних стержнях. Фронт ударной волны параллелен плоскости среднего стержня. Исходные ОН и деформации стержней показаны на рис. 1 точками A и B , а удельная потенциальная энергия упругой деформации системы — площадью треугольника OAC .

Нагружение среднего стержня плоской ударной волной с давлением на фронте σ_y ($\sigma_y > 0$ для волны сжатия), удовлетворяющем условию $\sigma_y/\sigma_d > 1 - \nu/(1 - 2\nu)$, где σ_d — динамический предел текучести; ν — коэффициент Пуассона, создает в нем НДС мгновенной интенсивности. При этом стержень переходит в состояние, отображающие точки которого располагаются на отрезке AP_0 (рис. 1). Уравнение его суть $\epsilon = \epsilon_1 = \text{const}$, а ординаты σ_x точек мгновенных состояний определяются величиной давления в волне и ударной адиабатой металла [1]. При $\sigma_x < \sigma_T$ НДС релаксирует с переменной скоростью деформации до равновесного или некоторого промежуточного состояния (например, соответствующего точке F на рис. 1) в течение времени, необходимого для распространения возмущения, внесенного в систему образованием НДС, к крайним стержням.

Приближенная оценка времени релаксации мгновенного НДС до равновесного расстояния [2] может быть сделана, например, на основе известных данных о зависимости скорости подвижных дислокаций от приложенных напряжений. Скорость подвижных дислокаций V в кристаллах сплава Fe + 3,25 % Si с ОЦК решеткой при напряжении сдвига около 150 МПа сос-

тавляет $4 \cdot 10^{-2}$ см/с [8]. Задав типичные значения вектора Бюргера $b \approx 2,5 \cdot 10^{-8}$ см и плотности подвижных дислокаций (верхняя оценка) $\rho_0 \approx 10^{10}$ см⁻², найдем, что в процессе релаксации мгновенного НДС можно ожидать реализации скорости деформации $\dot{\gamma} = \rho b V \approx 10$ с⁻¹, которой соответствует коэффициент динамической вязкости $\mu_\sigma \approx 10^6$ Па·с [9], а следовательно, характерное время релаксации НДС равно примерно $\mu_\sigma/E \approx 5$ мкс. Эта оценка является достаточно грубой прежде всего вследствие отсутствия достоверных данных о плотности и скорости подвижных дислокаций. Можно предположить, что для рассматриваемого класса материалов при значительно больших напряжениях $\sigma_x = \sigma_d \approx 3\sigma_T$ характерное время релаксации мгновенного НДС окажется меньшим, по крайней мере, на порядок и, таким образом, составит доли или единицы микросекунд [10].

Поскольку взаимодействие НДС с ОН в ближней и дальней зонах взрыва сварных соединений осуществляется со скоростью упругих волн, т. е. в микросекундном интервале времен, можно ожидать, что, начиная с некоторого момента после образования НДС, процессы его релаксации и уравнивания с полем ОН в сварном соединении происходят одновременно.

Разделив условно эти процессы во времени, можно представить, что с момента начала взаимодействия НДС с полем ОН установление нового равновесия системы отображается совместным деформированием стержней вдоль прямых FD и BA (рис. 1); при этом если в состоянии установившегося равновесия $\sigma(D) \gg \sigma_T$, то процесс релаксации продолжается вдоль прямой DA до точки K , где $\sigma(K) = \sigma_1$. При напряжениях в НДС $\sigma_x \leq \sigma_T$ (например, точка P_0 , которой соответствует $\sigma_x = \sigma_T$ этап вторичной релаксации НДС отсутствует и система приводится

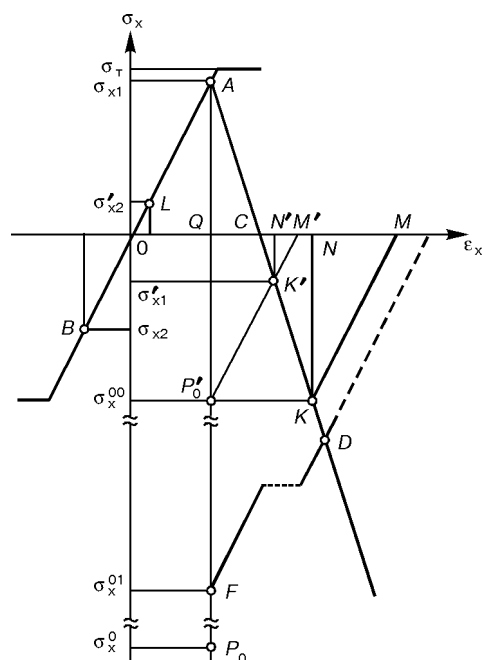


Рис. 1. Взаимодействие НДС, образованного в условиях одноосной деформации при нагружении и разгрузке, с напряженным металлом

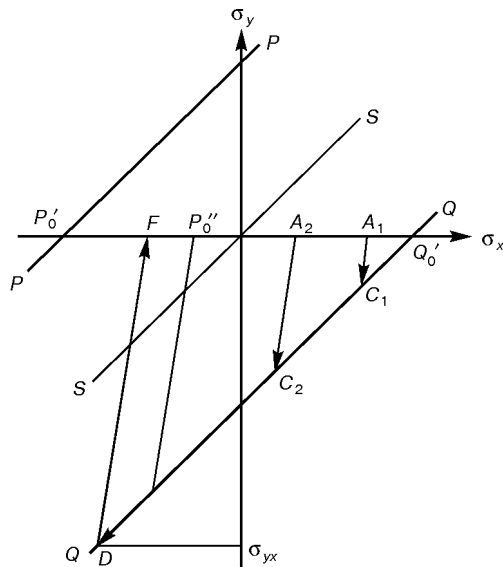


Рис. 4. Траектории отображающих точек напряженного состояния в плоскости главных напряжений для металла с различными ОН, нагруженного плоской ударной волной

$$\epsilon_y^{ост} = \epsilon_y^0 - \sigma'_x / E.$$

Полученные соотношения показывают, что при наличии в металле исходных ОН его поведение при нагружении плоской ударной волной описывается в системе координат, начало которой транслировано в точку $0''$ (рис. 3), координаты последней суть $\frac{1-\nu}{E} \sigma'_x, \frac{\sigma'_x}{E}$.

На рис. 3 показаны построения на ударной адиабате для случаев $\frac{1-\nu}{E} \sigma'_x$ и $\sigma_x = 0$.

Используя полученные соотношения, можно показать, что $\sigma_x^{ост} = (\sigma_y / \sigma_{yH}) - \sigma_d = \sigma_x^0$, откуда следует вывод о независимости интенсивности НДС от величины и знака исходных ОН. Наличие последних приводит лишь к изменению мгновенной остаточной деформации (рис. 3), а если принять во внимание существование этапа релаксации НДС ($\epsilon_y^{00} \rightarrow \epsilon_y^{00} + \epsilon_{yH}^{00}$ [2]), то можно заключить, что состояние металла в релаксированном НДС не зависит от его исходного напряженного состояния, если $\sigma_x < 0$ (ОН растяжения) и $0 < \sigma_x < 2\lambda/3K$ (ОН сжатия).

General principles of formation of residual stresses and strains in welded joints as a result of a local explosion treatment are considered from the positions of elastic-plastic theory. Recommendations are given on optimizing conditions of explosion loading. It is shown that results of treatment do not depend on the presence and initial residual stresses in weld metal.

На рис. 4 приведены траектории нагружения металла, имеющего различные ОН, из которого видно, что если давление ударного сжатия σ_y достаточно, чтобы перевести напряженный металл в состояние текучести, его мгновенное состояние будет характеризоваться точкой F , положение которой не зависит от абсциссы точки A_1 . Этот вывод подтверждается результатами экспериментальных исследований напряжений и деформаций металла в зоне НДС [6]. Заметим, что поправка, вносимая вторым членом в формулах (3) для стали Ст3 при $\sigma'_x = 300$ МПа, не превышает $\sim 0,5\%$.

1. Петушков В. Г., Фадеев Ю. И. О взрывной обработке сварных соединений // Физика горения и взрыва. — 1980. — № 5. — С. 64–68.
2. Гришаевко А. И., Петушков В. Г. Остаточное напряженно-деформированное состояние металла после локального взрывного нагружения // Автомат. сварка. — 1996. — № 9. — С. 9–14.
3. Kudinov V. M., Petushkov V. G. Increase of load-carrying capacity of welded metal structures by a local explosion treatment // The 8th Intern. conf. of high energy rate fabrication, San Antonio, June 17–21, 1984 (Book of abstracts). — N. Y.: ASME, 1984. — P. 253–260.
4. Petushkov V. G., Fadeenko Yu. I., Kudinov V. M. Physical mechanism of explosion treatment of welded joints // The 8th Intern. colloquium on gasdynamics of explosions and reactive systems (Minsk, Aug. 24–28, 1981) (Book of abstracts). — Minsk: S.I., 1981. — P. 164.
5. Давыденко А. В., Петушков В. Г. Перераспределение произвольной системы внутренних напряжений в нормально падающей ударной волне // Журн. прикл. механики и техн. физики. — 1983. — № 2. — С. 98–102.
6. Петушков В. Г., Фадеев Ю. И., Кудинов В. М. Снятие остаточных напряжений в сварных швах взрывом // Тр. 11 совещ. по обработке металлов взрывом (Новосибирск, 8–10 сент. 1981 г.). — Новосибирск: Изд-во СО АН СССР, 1982. — С. 103–105.
7. Петушков В. Г., Пащин А. Н. Оценка эффективности снижения сварочных напряжений приложением внешней нагрузки // Автомат. сварка. — 1975. — № 7. — С. 19–23.
8. Красовский Я. А. Физические основы прочности. — Киев: Наук. думка, 1977. — 144 с.
9. Дерibas А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом. — 2-е изд., доп. и перераб. — Новосибирск: Наука, 1980. — 222 с.
10. Могилевский М. А. Особенности механизма деформации металлов при нагружении плоской ударной волной: Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук. — Новосибирск, 1969. — 25 с.
11. Физика взрыва / Под ред. К. П. Станюковича. — М.: Наука, 1976. — 704 с.

Поступила в редакцию 27.09.2000



ВЛИЯНИЕ СПЛАВА Fe–C В ПОКРЫТИИ ИЛЬМЕНИТОВЫХ ЭЛЕКТРОДОВ НА ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ СВАРКЕ

Н. Г. ЕФИМЕНКО, канд. техн. наук, Н. А. КАЛИН, инж. (Укр. инж.-пед. акад., г. Харьков)

Предложены расчетные формулы, определено количество восстанавливаемых кремния, титана и алюминия из шлака при раскислении ильменитовых электродов сплавом Fe–C. Показано, что TiO₂ может служить дополнительным окислителем углерода наряду с FeO. Использование сплава Fe–C в ильменитовых электродах не приводит к существенному повышению содержания кремния и алюминия в наплавленном металле.

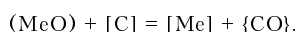
Ключевые слова: восстановление, окисление, оксиды, углерод, ильменит, электроды, чугунный порошок, наплавленный металл

Ильменитовый концентрат FeO·TiO₂ является основным шлакообразующим компонентом электродных покрытий ильменитового вида, содержащих также алюмосиликаты, карбонаты, ферромарганец и органические вещества. При использовании в качестве раскислителя, наряду с ферромарганцем, углерода в виде сплава Fe–C, термодинамически вероятным будет восстановление железа, марганца, кремния, титана и алюминия из их оксидов, находящихся в шлаке [1, 2].

Целью данной работы явилось исследование реакций восстановления кремния, титана и алюминия при сварке электродами ильменитового вида, содержащими в качестве раскислителя сплав Fe–C в виде чугунного порошка.

Исследовали опытные электроды, изготовленные методом опрессовки на проволоке Св-08А диаметром 4 мм. При этом коэффициент веса покрытия равнялся 0,47. Массовое содержание вводимых в покрытие компонентов составляло, %: ильменитового концентрата 45, ферромарганца 18; чугунного порошка в пределах 0... 15. Многослойную наплавку для проведения химического анализа наплавленного металла производили на постоянном токе (160... 180 А) обратной полярности в соответствии с ГОСТ 9466.

В [2] показано, что кремний, титан и алюминий восстанавливаются из оксидов при контакте с жидким сплавом Fe–C по следующей реакции:

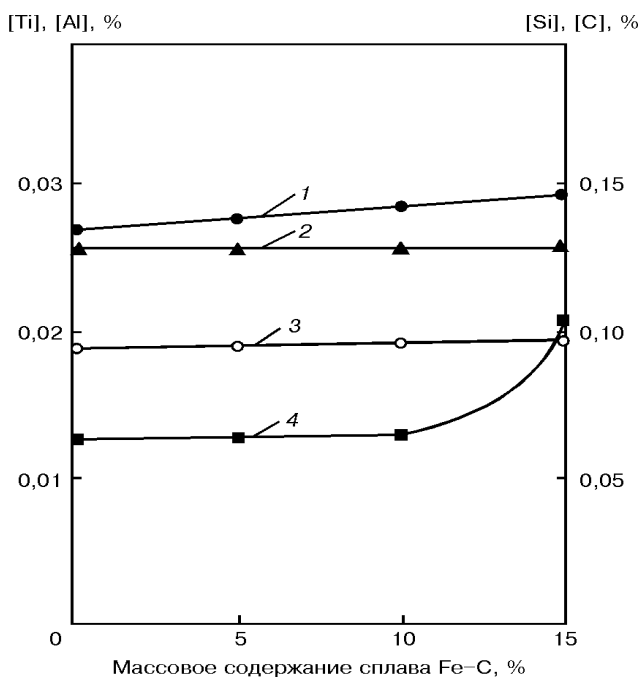


Титан образует серию оксидов (TiO, Ti₂O₃, Ti₃O₅, TiO₂), которые в свою очередь образуют с оксидами железа ильменит FeO·TiO₂ [3]. Известно [4], что в сварочной дуге TiO₂ может диссоциировать до TiO и Ti₂O₃ как наиболее устойчивых при высоких температурах.

На основании выполненных термодинамических расчетов реакций восстановления оксидов кремния, титана и алюминия растворенным в сплаве Fe–C углеродом выведены формулы расчета равновесных с углеродом содержаний восстановленных элементов в зависимости от температуры (табл. 1).

Учитывая, что массовое содержание углерода [C] в наплавленном металле не должно превышать 0,12 %, произведен расчет содержания восстановленных элементов (табл. 2). При этом использованы данные работ [2, 3, 5]. Температура кристаллизации металла шва принята равной 1810 К.

Как видно из табл. 2, наиболее вероятным будет восстановление титана из TiO, образующегося при диссоциации TiO₂ в сварочной дуге. Вероятность восстановления титана из других оксидов и ильменита ничтожно мала. Восстановление кремния



Зависимость содержания титана (1), алюминия (2), кремния (3) и углерода (4) в наплавленном металле от количества сплава Fe–C в покрытии электродов

Таблица 1. Формулы расчета равновесных с углеродом содержаний кремния, титана и алюминия

Реакция взаимодействия	Константа равновесия реакции	Формула расчета содержания восстановленного элемента в наплавленном металле
(SiO ₂) + 2[C] = [Si] + 2{CO}	$\lg K_{Si-C} = -29024/T + 16,1$	$[Si] = K_{Si-C} [C]^2 = 1,176[C]^2$
(TiO ₂) + 2[C] = [Ti] + 2{CO}	$\lg K_{Ti-C} = -32014/T + 15,95$	$[Ti] = K_{Ti-C} [C]^2 = 1,184[C]^2$
(TiO) + [C] = [Ti] + {CO}	$\lg K_{Ti-C} = -16815/T + 8,70$	$[Ti] = K_{Ti-C} [C] = 0,25[C]$
$1/3(Ti_2O_3) + 5/3[C] = [Ti] + 5/3\{CO\}$	$\lg K_{Ti-C} = -27587/T + 13,22$	$[Ti] = K_{Ti-C} [C]^{5/3} = 0,0095[C]^{5/3}$
$1/2(Ti_2O_3) + 3/2[C] = [Ti] + 3/2\{CO\}$	$\lg K_{Ti-C} = -25572/T + 12,19$	$[Ti] = K_{Ti-C} [C]^{3/2} = 0,0115[C]^{3/2}$
(FeO·TiO ₂) + 3[C] = [Ti] + Fe + 3{CO}	$\lg K_{Ti-C} = -35895/T + 19,43$	$[Ti] = K_{Ti-C} [C]^3 = 0,392[C]^3$
$1/2(Al_2O_3) + 3/2[C] = [Al] + 3/2\{CO\}$	$\lg K_{Al-C} = -30106/T + 13,46$	$[Al] = K_{Al-C} [C]^{3/2} = 0,00068[C]^{3/2}$



Таблица 2. Массовое содержание в наплавленном металле, %, восстановленных из оксидов элементов при [C] = 0,12 %

Восстановленный элемент	SiO ₂	TiO ₂	TiO	Ti ₃ O ₅	Ti ₂ O ₃	FeO·TiO ₂	Al ₂ O ₃
Si	0,02	—	—	—	—	—	—
Ti	—	2,65·10 ⁻⁴	0,03	2,77·10 ⁻⁴	4,76·10 ⁻⁴	6,77·10 ⁻⁴	—
Al	—	—	—	—	—	—	2,81·10 ⁻⁵

из SiO₂ обеспечивает небольшой прирост содержания [Si], что не может существенно отразиться на изменении механических свойств наплавленного металла и его склонности к порообразованию. Восстановление алюминия также незначительно и не оказывает существенного влияния на сварочно-технологические свойства электродов. Восстановление титана до 0,03 % в наплавленном металле оказывает положительное влияние на измельчение структуры последнего и повышение его механических свойств.

Для проверки расчетного метода выполнен химический анализ металла, полученного наплавкой опытными электродами, — его результаты приведены на рисунке. При этом установлено, что восстановление кремния и алюминия углеродом в приведенном диапазоне содержания [C] практически не происходит, в отличие от наблюдающегося восстановления титана, которое довольно близко совпадает с расчетным.

Таким образом, при использовании в электродах ильменитового вида в качестве раскислителя сплава Fe–C в количествах, обеспечивающих массовое содержание [C] не более 0,12 %, можно не опасаться кремнийвосстановительного процесса, ухудшающего сварочно-технологические свойства ильменитовых электродов. Восстановление алюминия также незначительно и его можно не учитывать. Восстановление титана возможно в основном по реакции восстановления TiO, образующегося в результате диссоциации TiO₂ из ильменита. Таким образом, TiO₂ может служить дополнительным окислителем углерода наряду

с FeO, что необходимо учитывать при разработке ильменитовых электродов, раскисляемых сплавом Fe–C.

Выводы

1. Получены расчетные формулы для определения количества восстановленных кремния, титана и алюминия в зависимости от содержания углерода в наплавленном металле.
2. Установлено, что в электродах ильменитового вида TiO₂ может служить дополнительным окислителем углерода наряду с FeO.
3. Использование сплава Fe–C в качестве раскислителя при условии обеспечения массового содержания [C] не более 0,12 % не приводит к повышению содержания кремния и алюминия выше допустимого уровня.
4. Экспериментально подтверждена правильность расчетного метода, получены данные о количествах восстановленных элементов при сварке опытными электродами.

1. *Ефименко Н. Г., Калин Н. А.* Раскисляющая способность редкоземельных элементов в сравнении с известными раскислителями // Свароч. пр-во. — 1978. — № 10. — С. 1–2.
2. *Ефименко Н. Г., Калин Н. А.* Термодинамический анализ окислительно-восстановительных процессов с участием углерода при сварке плавлением // Автомат. сварка. — 2000. — № 7. — С. 18–21.
3. *Куликов И. С.* Раскисление металлов. — М.: Металлургия, 1975. — 502 с.
4. *Потанов Н. Н., Волобуев Ю. С.* Особенности окисления металла двуокисью титана при сварке и наплавке под флюсом // Автомат. сварка. — 1981. — № 2. — С. 22–26.
5. *Меджибожский М. Я.* Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов. — Киев, Донецк: Виц. шк., 1986. — 280 с.

Calculation formulae are presented and the amount of recovered silicon, titanium and aluminium from slag in deoxidizing ilmenite electrodes with Fe–C alloy is determined. It is shown that TiO₂ can serve an additional oxidizer of carbon alongside with FeO. The use of Fe–C alloy in ilmenite electrode does not lead to a significant increase in content of silicon and aluminium in the deposited metal.

Поступила в редакцию 23.10.2000

СОЗДАНИЕ СОВЕТА ПО ВОПРОСАМ РЕСУРСА И БЕЗОПАСНОСТИ ЭКСПЛУАТАЦИИ КОНСТРУКЦИЙ, СООРУЖЕНИЙ И МАШИН

В настоящее время наблюдается заметное увеличение доли эксплуатируемых конструкций и оборудования, отработавших свой нормативный срок. Особое беспокойство вызывает техническое состояние мостовых сооружений, а также магистральных газопроводов и нефтепроводов. Все более обостряются проблемы, связанные с выработкой ресурса энергетического и нефтехимического оборудования, подвижного состава на железнодорожном транспорте. Все эти факторы оказывают влияние на стабильность экономики и повышают вероятность возникновения чрезвычайных ситуаций.

В связи с этим назрела необходимость в создании научно-координационного и экспертного совета по вопросам ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин.

Для координации и научно-методического обеспечения работ по определению технического состояния, остаточного ресурса и надежности конструкций и промышленных объектов Президиум НАН Украины своим постановлением № 258 от 27.09.2000 обязал учредить Научно-координационный и экспертный совет по вопросам ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин. Председателем совета избран академик НАН Украины Б. Е. Патон. В его состав вошли в качестве заместителей председателя — академики НАН Укра-

ины Л. М. Лобанов (ИЭС), В. В. Панасюк (ФМИ), В. Т. Трощенко (ИПМ); секретаря совета — д-р техн. наук О. Г. Касаткин (ИЭС); председателей секций — академик НАН Украины В. И. Махненко (секция «Общая научная методология оценки состояния объектов продолжительной эксплуатации», ИЭС), д-р техн. наук А. Я. Недосека (секция «Методы и средства технической диагностики конструкций», ИЭС); В. М. Гордеев (секция «Строительные металлические конструкции», УкрНИИ «Проектметаллконструкция»); канд. техн. наук П. И. Кривошеев (секция «Железобетонные конструкции и гидротехнические сооружения», НИИ строительных конструкций); д-р техн. наук А. И. Лантух-Лащенко (секция «Мосты и транспортные туннели», Украинский транспортный университет); канд. техн. наук А. А. Рыбаков (секция «Магистральные трубопроводы», ИЭС); чл.-кор. НАН Украины Ю. М. Мацевитый (секция «Конструкции и оборудование тепловой энергетики», ИП машиностроения); чл.-кор. НАН Украины И. М. Неклюдов (секция «Конструкции и оборудование атомной энергетики», ФТИ); чл.-кор. НАН Украины В. И. Пахмурский (секция «Оборудование для нефте-, газодобывающей, нефтеперерабатывающей и химической промышленности», ФМИ), д-р техн. наук Т. Г. Кравцов (секция «Конструкции и оборудование морского и речного транспорта»,



Мариупольский филиал Одесской государственной морской академии); А. Д. Лашко (секция «Конструкции и оборудование железнодорожного транспорта», «Укрзалізниця»); д-р техн. наук М. С. Белоцких (секция «Жилищные комплексы и объекты коммунального хозяйства», ХИСИ).

Было утверждено также Положение о Научно-координационном и экспертном совете, основными задачами которого являются:

— организация научно-методического, экспертного и другого необходимого сопровождения работ по определению технического состояния небезопасных конструкций и возможности их дальнейшей эксплуатации;

— развитие научных подходов к усовершенствованию методов и средств технической диагностики, оценке ресурса небезопасных объектов;

— организация совместно с заинтересованными министерствами, ведомствами и предприятиями работ по оценке состояния и остаточного ресурса конструкций и сооружений повышенной безопасности;

— организация проведения экспертиз разных нормативно-технических документов, проектов, предложений и других материалов, а также выполненных работ, связанных с решением наукоемких проблем оценки и обеспечения ресурса небезопасных конструкций и сооружений;

— координация работ по совершенствованию нормативно-технической документации, которая регламентирует проведение работ по обеспечению соответствующего технического состояния небезопасных объектов;

— координация работ по созданию универсальных и специализированных средств, необходимого оборудования и приборов технической диагностики машин, конструкций и сооружений, подготовки и аттестации специалистов.

В своей работе Научно-координационный и экспертный совет взаимодействует с различными органами исполнительной власти, предприятиями, организациями, а также другими научными советами НАН Украины.

По всем вопросам и предложениям просьба обращаться по тел. (044) 220 90 47 (О. Г. Касаткин).

Редакция

УДК 621.791(088.8)

ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА*

Способ изготовления диффузионной сваркой сотовых конструкций с особогонкостенным наполнителем, при котором сотовый наполнитель размещают между слоями обшивки и производят диффузионную сварку наполнителя и обшивки. Приведены отличительные признаки способа. Патент РФ 2151674. Ф. Н. Рыжков, В. В. Панов, А. Н. Рошупкин (Курский ГТУ) [18 (II ч.)].

Способ изготовления диффузионной сваркой сотовых конструкций с особогонкостенным наполнителем, при котором сотовый наполнитель размещают между слоями обшивки и производят диффузионную сварку наполнителя и обшивки. Приведены отличительные признаки способа. Патент РФ 2151675. Ф. Н. Рыжков, В. В. Панов, В. А. Крюков (То же) [18 (II ч.)].

Способ изготовления диффузионной сваркой сотовых конструкций с особогонкостенным наполнителем, при котором сотовый наполнитель размещают между слоями обшивки и производят диффузионную сварку наполнителя и обшивки. Приведены отличительные признаки способа. Патент РФ 2151676. Ф. Н. Рыжков, В. В. Панов, А. В. Башурин (То же) [18 (II ч.)].

Безникелевый электрод для холодной дуговой сварки серого и высокопрочного чугуна и чугуна со сталью, отличающийся тем, что покрытие дополнительно содержит медный порошок при следующем соотношении компонентов, мас. %: 5...9,5 мрамора, 10...19 плавикового шпата; 1...8 полевого шпата; 55,5...59,5 феррованадия; 13,5...20 медного порошка; 1...5 поташа; 25...35 к сумме остальных составляющих жидкого стекла, причем соотношение феррованадия и медного порошка составляет (3...4):1, а отношение $D/d = 1,7...1,85$, где D — диаметр электрода с покрытием, мм, d — диаметр стержня. Патент РФ 2151677. В. В. Рыбин, С. П. Удовиков, А. Н. Абрамушин и др. (ЦНИИКМ «Прометей») [18 (II ч.)].

Способ пайки режущих пластин цепных пил. Приведены отличительные признаки способа. Патент РФ 2152291. Н. Г. Стрелков, В. Ф. Нагайцев, П. В. Нагайцев, Е. А. Лукьянов (Муниципальное предприятие «Ремстройблагоустройство») [19 (II ч.)].

Способ шовной контактной сварки емкостей, в частности конденсаторных банок, при котором установленный в сварочной консоли дисковый электрод машины для шовной контактной сварки периодически подрабатывают и за счет этого уменьшают в ди-

аметре. Приведены отличительные признаки способа. Патент РФ 2152292. Р. Гантенбайн (Эльпатроник АГ, Швейцария) [19 (III ч.)].

Устройство автоматического управления положением сварочной головки, отличающееся тем, что в устройство введены первый компаратор, второй компаратор, первый аналоговый ключ, схема ИЛИ и канал коррекции величины сварочного тока, подключенный к выходу датчика сварочного тока и включающий последовательно соединенные сглаживающий фильтр, схему сравнения, второй аналоговый ключ и привод перемещения сварочной головки по высоте с усилителем. Приведены отличительные признаки устройства. Патент РФ 2152857. В. С. Карпов, В. М. Панарин, А. Р. Сафиуллин и др. (Тулеский госуниверситет) [20 (II ч.)].

Биметаллическая композиция, содержащая слои цветного металла или сплава, полученная способом холодного рулонного плакирования, отличающаяся тем, что в качестве материала основного слоя используют никель или медно-никелевый сплав, а в качестве материала покрытия используют медно-никелевый сплав, латунь или медь, при этом толщина плакирующих слоев составляет 40...49,0% с каждой стороны, а толщина основного слоя 2,0...20,0% от толщины композиции. Патент РФ 2152858. А. В. Завертяев, Р. З. Кадыров, В. В. Киценко и др. (ОАО «Нытва») [20 (II ч.)].

Способ получения сваркой взрывом изделий с внутренними каналами, при котором в защитной трубчатой прослойке с внутренней полостью, заполненной керамическим порошком, соосно размещают трубчатую облицовку с полостеобразующим материалом, заполненную прессуемым порошком. Приведены отличительные признаки способа. Патент РФ 2152859. С. П. Писарев (Волгоградский ГТУ) [20 (II ч.)].

Композиционный порошковый электрод для дуговой наплавки и сварки, отличающийся тем, что он снабжен дополнительным сердечником, установленным в контакте с оболочкой, оболочка электрода выполнена с образованием плоской полости и получением нахлеста в ее верхней части, при этом диаметр d каждого сердечника составляет 1...5 мм, расстояние между их центрами составляет 2...4 диаметра сердечника. Приведены и другие отличительные признаки электрода. Патент РФ 2152860. Г. Н. Соколов, А. Ю. Вариводский (То же) [20 (II ч.)].

Способ пайки трубной доски с тонкостенными трубками, отличающийся тем, что осуществляют укладку припоя вокруг отверстий в трубной доске в виде порошкообразной стружки, при сборке проводят плотную посадку трубок в отверстия доски,

* Приведены сведения о патентах, опубликованных в бюллетенях РФ «Изобретения. Полезные модели» за 2000 г. В квадратных скобках указан номер бюллетеня.



собранный конструкцию нагревают в вакуумной печи при разряде не ниже $1 \cdot 10^{-3}$ мм рт.ст. и по достижении температуры на $30 \dots 40$ °С ниже температуры начала плавления припой проводят изотермическую выдержку, обеспечивающую выравнивание температур трубок и трубной доски. Приведены и другие отличительные признаки. Патент РФ 2153407. В. Н. Семенов, В. Н. Котельников, В. В. Сагалович (НПО энергомашиностроения им. В. П. Глушко) [21 (П ч.)].

Выводная планка для сварки неплавящимся электродом, состоящая из пакета скрепленных между собой пластин, установленных на торец свариваемого стыка, отличающаяся тем, что ширина каждой пластины соответствует толщине свариваемого стыка, при этом пакет пластин установлен в водоохлаждаемый или керамический корпус. Патент РФ 2153408. Б. И. Долотов, Б. Н. Марьин, Ю. Л. Иванов, В. И. Муравьев (Комсомольск-на-Амуре АПО) [21 (П ч.)].

Состав сварочной проволоки для выполнения корневого слоя шва при сварке конструкций из коррозионно-стойкой мартенситной стали повышенной прочности, отличающийся тем, что он содержит углерод, хром, никель, молибден, кремний, марганец и железо при следующем соотношении компонентов, мас. %: до 0,3 углерода; 14,0... 15,0 хрома; 8,0... 10,0 никеля; 1,8... 2,2 молибдена; 1,3... 1,7 кремния; до 0,7 марганца; остальное железо. Патент РФ 2153410. В. Н. Семенов, А. Л. Логинов, М. Б. Пестова и др. (НПО энергомашиностроения им. В. П. Глушко) [21 (П ч.)].

Устройство для газопламенной обработки материалов, содержащее электролизно-водяной генератор, выполненный в виде пакета металлических пластин, газосмеситель, водяной затвор, входной патрубок с горелкой и схему управления, которая подключена к первой и последней пластинам пакета металлических пластин, отличающееся тем, что во внутрь водяного затвора введена эластичная пластина, которая расположена напротив входного отверстия внутри водяного затвора. Патент РФ 2153962. Л. П. Петренко [22 (П ч.)].

Электрододержатель для ручной дуговой сварки, отличающийся тем, что прижимной элемент в нем выполнен из медного сплава в виде вставки в рычаг, опорный элемент выполнен из медного сплава в виде диска с ложементом для электрода и установлен с возможностью вращения в рычаге, а токоподвод электрически связан непосредственно с прижимным элементом. Патент РФ 2153963. В. Н. Тефаков, О. С. Кисилев, Р. Т. Шафарудин (Уфимский ГАТУ) [22 (П ч.)].

Наружный центратор, содержащий соединенные между собой гибким элементом выравнивающие колодки с регулировочными винтами и фиксирующее устройство, отличающийся тем, что выравнивающие колодки дополнительно соединены с гибким элементом для предотвращения их перекоса относительно наружной поверхности трубы. Патент РФ 2153964. А. А. Калугин, И. А. Ройтман (ЗАО «Газстроймашина») [22 (П ч.)].

Способ изготовления металлического сотового элемента, имеющего проходящие от одного его торца к другому торцу (каналы) и образованного слоями свернутых в рулон, S-образно свернутых или набранных в пакет, по меньшей мере, частично структурированных металлических листов. Приведены и другие отличительные признаки способа. Патент РФ 2154558. Л. Вирез, Ф. Курт (Эмитек Гезельшафт фюр эмиссион технологи МБХ, Германия) [23 (П ч.)].

Способ стабилизации электродугового процесса, заключающийся в подаче от источника питания двух исходных переменных напряжений, в преобразовании их в постоянные и в подаче преобразованных напряжений на дугу промежутком. Приведены отличительные признаки способа. Патент РФ 2154559. В. В. Бувайло [23 (П ч.)].

Механизм импульсной подачи сварочной проволоки, отличающийся тем, что электромагнитные катушки в нем расположены перпендикулярно оси происхождения проволоки, пропущенной через отверстие, выполненное в средней части хвостовика, из-

готовленного общим для якорей. Патент РФ 2154560. О. Г. Брунов, В. Т. Федько, В. И. Васильев (ОАО «Юргинский машиностроительный завод») [23 (П ч.)].

Способ индукционной наплавки, отличающийся тем, что используют наплавочный материал с коэффициентом линейного расширения, большим, чем у основного металла, индуктор в виде петли размещают вдоль канавки с зазором $2 \dots 3$ мм от изделия, дополнительно осуществляют локальный подвод тепла в зону канавки посредством воздействия сварочной дугой плавящегося электрода, которую располагают между ветвями индуктора на расстоянии $15 \dots 25$ мм от торцевой кромки внутри петли индуктора, с обеспечением снижения разницы коэффициентов линейного расширения основного и наплавочного металла, при этом проплавляют канавку одновременно двумя источниками тепла на глубину более 4 мм. Патент РФ 2154561. Ю. А. Зайченко, В. В. Косаревский (НЦ «Сплав») [23 (П ч.)].

Установка для упрочнения индукционной наплавкой, содержащая наплавочный аппарат с индуктором и манипулятор для изделия, включающий тележку, на которой с возможностью возвратно-поступательного перемещения установлена каретка, снабженная поворотным столом с вращателем и механизмом его поворота и подъема. Приведены отличительные признаки тележки. Патент РФ 2154562. Ю. А. Зайченко, А. Н. Демин, В. В. Косаревский, Н. В. Тоцкая (То же) [23 (П ч.)].

Композиция для индукционной наплавки, отличающаяся тем, что она содержит компоненты при следующем соотношении, мас. %: $2,4 \dots 2,7$ углерода; $18 \dots 22$ хрома; $14 \dots 18$ никеля; $0,8 \dots 1,0$ кремния; $1,5 \dots 2,2$ бора; $9 \dots 11$ марганца; остальное железо. Патент РФ 2154563. Ю. А. Зайченко, Л. Н. Очкина, В. В. Косаревский (ИЦ «Сплав») [23 (П ч.)].

Способ пайки деталей ультразвуковым паяльником, отличающийся тем, что подают припой в виде прутка, а верхнюю часть торца паяльного стержня выполняют сферической формы для выглаживания полученного слоя припоя, при этом используют паяльный стержень из меди. Патент РФ 2155117. В. М. Казаков [23 (П ч.)].

Устройство для газопламенной обработки материалов, отличающееся тем, что герметичный корпус его имеет общую пластину, а в устройство введены верхняя общая диэлектрическая пластина и дополнительные объемы для подлива расходуемой жидкости, которые расположены между общей пластиной корпуса и верхней общей диэлектрической пластиной, в которой выполнены выходные отверстия. Патент РФ 2155118. Л. П. Петренко [24 (П ч.)].

Способ газопламенной напыления поверхностей деталей, включающий подачу напыляемого металла в порошковом виде через направляющую втулку распылительной головки, отличающийся тем, что подачу напыляемого металла осуществляют струей сжатого воздуха через штуцер, при этом штуцер устанавливают на направляющей втулке. Патент РФ 2155119. В. М. Казаков [24 (П ч.)].

Способ возбуждения электрической дуги, при котором перед подачей на дугу промежутком импульса напряжения возбуждения закорачивают выход источника питания электрической дуги на время нарастания тока короткого замыкания до уровня стабильного тока дуги. Приведены отличительные признаки способа. Патент РФ 2155120. А. П. Буденный [24 (П ч.)].

Способ приварки тонкостенной мембраны к трубной заготовке, отличающийся тем, что мембрану изготавливают в виде стакана и вводят в трубную заготовку донной частью, теплопровод изготавливают в виде разрезного кольца и вводят внутрь стакана заподлицо с торцом трубной заготовки, а сварку ведут по торцу заготовки и мембраны, начиная с места стыковки концов разрезного кольца. Патент РФ 2155121. В. Т. Федько (АООТ «Юргинский машиностроительный завод») [24 (П ч.)].

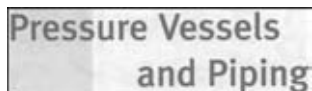


ПО ЗАРУБЕЖНЫМ ЖУРНАЛАМ



(США). — 2000. —
July/August (англ. яз.)

Предупреждение перегрева на рабочем месте, с. 8–9.
Возбуждение и работа дуги при сварке ТИГ, с. 13.



(Великобритания). —
1999. — Vol. 76, № 1
(англ. яз.)

Chen X. Свариваемость и стойкость к коррозии под напряжением нового поколения высокопрочных низколегированных сталей с низкой склонностью к образованию холодных трещин, с. 19–22.

Zhang X. P., Dorn L. Исследование возможности использования микроширографии как метода оценки механических свойств и вязкости разрушения стали A508CL3 для сосудов давления атомной энергетики и сварных соединений из этой стали, выполненных сваркой под флюсом в узкий зазор, с. 35–41.

(Великобритания). —
1999. — Vol. 76, № 3
(англ. яз.)

Balasubramanian V., Guba B. Оптимизация размеров крестообразных соединений, выполненных дуговой сваркой металлическим электродом на сталях марки ASTM 517 F, и имеющих дефекты типа непроваров, с. 147–155.

(Великобритания). —
1999. — Vol. 76, № 4
(англ. яз.)

Mitchell D. R. G., Mess C. J., Criffiths R. R. Оптимизация термообработки после сварки сосуда давления, изготовленного из стали 1.25Cr–0.5Mo и предназначенного для эксплуатации при высокой температуре водорода, с. 259–266.

(Великобритания). —
1999. — Vol. 76, № 6
(англ. яз.)

Murty K. L., Miraglia P. Q., Mathew M. D. et al. Определение перепадов механических свойств сварных швов на стали SA-533B с помощью вдавливания шарика, с. 361–365.

Timofeev B. T., Karzov G. P., Blumin A. A., Anikovskiy V. V. Вязкость разрушения аустенитных сварных соединений, с. 393–400.

(Великобритания). —
1999. — Vol. 76, № 8
(англ. яз.)

Hyde T. H., Williams J. A., Sun W. Оценка характеристики ползучести сварного шва в узкий зазор, с. 515–525.

Fang D., Lu Z., He J. Исследование трещины, образовавшейся в сварном соединении на стали T1StE36 после 13 лет эксплуатации, с. 571–573.

(Великобритания). —
1999. — Vol. 76, № 11
(англ. яз.)

Balasubramanian V., Guha B. Анализ влияния размеров сварного шва на прогнозирование долговечности крестообразных соединений, выполненных дуговой сваркой порошковой проволокой, с. 759–768.

(Великобритания). —
1999. — Vol. 76, № 12
(англ. яз.)

Timofeev B. T., Nikolaev Ju. K. О прогнозировании и оценке температурного охрупчивания аустенитно-ферритного Cr–Ni металла шва и отливок при температурах старения, с. 849–856.

Liu Y., Huo L., Zhang Y., Yang X. Влияние несоответствия на J-интеграл сварных стыков труб с кольцевыми сквозными трещинами, с. 857–862.



KEIKINZOKU
J. of the Japan institute
of light metals

(Япония). — 2000. —
Vol. 50, № 4 (яп., англ. яз.)

Kamitani K., Ohita Y., Mukai Y., Hatanaka K. Влияние компонентов покрытия и предварительной обработки поверхности под покрытие на гидрофильность алюминиевых заготовок, с. 147–151.

Fuwano H., Katoh K., Tokisue H. Механически перемешанный слой на поверхности раздела шва и механические свойства соединений из сплава алюминия 5052, выполненных сваркой трением, с. 157–161.

Okamura H., Aota K., Ezumi M. Сварка трением с перемешиванием алюминиевого сплава и ее применение при изготовлении конструкций, с. 166–172.

(Япония). — 2000. —
Vol. 50, № 5
(яп., англ. яз.)

Wylde J. G. Наука и технология легких металлов в 21-м веке, с. 189–197.

Okumura Y., Saji S., Anada H. Влияние первоначальной формы образца фольги, собранной в пакеты, на свойства при изгибе изделий из алюминиевого сплава 6061, полученных методом экструзии, с. 216–221.



JWS

(Япония). — 2000. —
Vol. 69, № 5
(яп. яз.)

Сварка в Японии. Обзор (январь–декабрь 1999 г.), с. 3–72.
Sinozaki K. Сварка и соединение суперсплавов на основе Fe и Ni, с. 73–90.

Ohashi O. Диффузионная сварка, с. 91–100.

(Япония). — 2000. —
Vol. 69, № 7 (яп. яз.)

Технические записки, с. 3

Сварка напорных трубопроводов. Сварка толстолистовой высокопрочной стали, с. 5

Сварка трением с перемешиванием (FSW)

1. Способ FSW, с. 6

2. Особенности FSW и ее применение в Японии, с. 11

3. Применение FSW фирмами-поставщиками материалов, с. 18

Неразрушающий контроль методом позитронной аннигиляции, с. 23

Виды и характеристики электродов для контактной сварки, с. 29



(Германия). —
2000. — № 7
(нем. яз.)

Горячее цинкование плюс нанесение покрытия — надежная защита от коррозии, с. 248–249.



Blum M., Girkes A. Экономичное строительство с прокатными балками из стали, с. 252–255.

Dilger K., Hasenberg D. Точная воспроизводимая дозировка при автоматическом нанесении клея, с. 256–258.

Aichele K. Снижение затрат в сварочной технике, с. 260–264.

Управление качеством и результаты, с. 270–272.

(Германия). —
2000. — № 8
(нем. яз.)

Форум по термическому напылению в Риттерхуде, с. 278–281.

Программное обеспечение для управления курсами, с. 281–282.

Hoff A. Отчеты о неразрушающем контроле материалов. Программный модуль DIVA ZFP, с. 284–285.

Hantke A., Schuster J. Использование программного обеспечения в планировании, управлении и ведении документации при сварочных работах, с. 290–295.

Trillmich R. Приварка шпилек в строительстве — безопасная работа в мастерских и при монтаже, с. 296–298.

Riff H. Использование электронной обработки данных в процессе сварочных работ, с. 301–304.

Dilthey U., Bohlmann H.-C. Нейронные сети для обеспечения качества при контактной точечной сварке, с. 305.

Koisch S. Интерактивный справочник по сварке — CD-ROM SFM — не только для специалистов-сварщиков, с. 306–307.

Rose G. Варианты проверки знаний — программа по сварке, с. 308–310.

Составление инструкций по сварке с учетом кода ASME, секция IX, с. 310, 312–315.

Aufabau Ost. Управление качеством и результаты, с. 315–317.



(Польша). — 2000.
— № 2–3
(польск. яз.)

Luksa K. Контроль сварочных процессов, с. 1–4.

Knap I., Krawczyk R. Измерение температуры в стыке соединений, сваренных сваркой трением, с. 5–9.

Stembalski S., Banach J. Сварка в узкий зазор рельсов штучными электродами с покрытием, с. 10–17.

(Польша). — 2000. —
№ 4 (польск. яз.)

Klimpel A., Lukas K. Экспертные системы в технологии и контроле сварочных процессов, с. 1–4.

Adamiec P., Dziubinski J. Водородные трещины в сварных стальных трубах, с. 5–11.

Кнап I. Свариваемость свинца в аргоне, с. 17–20.

Wichtowski B. Анализ стыковых швов на железнодорожном мосте, с. 21–25.

(Польша). — 2000. —
№ 5 (польск. яз.)

Klimpel A., Hoult A. Лазерная сварка термопластов, с. 1–7.

Dzubinski J., Adamiec P. Образование водородных трещин в трубных сталях в условиях коррозионного растрескивания, с. 8–10.

Wichtowski B. Лабораторные исследования соединений с внутренними трещинами, с. 15–18.

(Польша). — 2000. —
№ 6 (польск. яз.)

Dzubinski J., Adamiec P. Влияние водорода и растягивающих напряжений на механические свойства спирально-сварных труб, с. 3–5.

Hejwowski T., Weronki A. Исследование износостойкости термических покрытий, с. 6–8.

Burczyk J. Методы определения допустимых максимальных температур во время линейного нагрева, с. 9–10.

Chmielewski M., Barlak M., Mikos M. Применение плазменной наплавки для получения градиентных покрытий, с. 15–18.



QUARTERLY JWS

(Япония). — 2000. —
Vol. 18, № 3
(яп. яз.)

Aoki J., Fujii H., Nogi K. Влияние гравитации на форму дуги при сварке вольфрамовым электродом в защитном газе, с. 360–364.

Shinoda T., Ogawa M., Eno S., Miyahara K. Сварка трением алюминия и низкоуглеродистой стали, с. 365–372.

Murayama R., Ohmura E., Miyamoto I. et al. Термогидродинамические анализы механизма образования пульсирующего кипения при лазерной обработке текстуры, с. 373–380.

Utsumi A., Matsuda J., Yoneda M., Katsumura M. Влияние расхода газа на форму провара основного металла. Ч. 2. Высокоскоростная комбинированная дуговая и лазерная обработка поверхности, с. 381–389.

Nishioka E., Nishiyama T., Fukumoto M. Изучение переходных явлений при сплющивании напыляемых частиц с одновременным изменением температуры подложки, с. 390–396.

Koga S., Inuzuka M., Nagatani H. et al. Влияние примесных элементов на зарождение кристаллизационных трещин при ЭЛС стальных трубопроводов, с. 397–402.

Kodama M., Goda H., Kawano T., Iwabute H. Формирование валика и миниатюрное устройство для высокоскоростного колебания с использованием электромагнитной силы. Ч. 1. Разработка способа дуговой сварки с высокоскоростным колебанием, с. 403–411.

Nishimoto K., Mori H., Okazaki T., Matsunaga T. Структурные превращения металла шва при изотермических процессах. Ч. 5. Трещинообразование в металле шва на нержавеющей стали в результате повторного нагрева при дуговой сварке порошковой проволокой, с. 412–421.

Yamaoka H., Yuki M., Tsuchiya K. Предупреждение образования кристаллизационных трещин при лазерной сварке Al-Mg-Si сплавов. Ч. 1. Сварка Al-Mg-Si сплава CO₂-лазером, с. 422–430.

Yamaoka H., Tsuchiya K., Hirose A., Kobayashi K. F. Обработка старением зоны шва, выполненного лазерной сваркой на Al-Mg-Si сплаве. Ч. 2. Сварка Al-Mg-Si сплавов CO₂ лазером, с. 431–437.

Nishimoto K., Saida K., Inui M., Takahashi M. Методика испытаний по Варестрейну небольших точек для оценки чувствительности к горячим трещинам. Ч. 1. Растрескивание ремонтных швов на литых жаростойких сталях, модифицированных длительным горячим прессованием, с. 438–448.

Nishimoto K., Saida K., Inui M., Takahashi M. Структурные превращения в процессе длительного старения жаростойких литых сталей, модифицированных длительным горячим прессованием. Ч. 2. Растрескивание ремонтных швов на литых жаростойких сталях, модифицированных длительным горячим прессованием, с. 449–458.

Yamaguchi T., Katoh M., Nishio K., Sawai N. Рост кристаллов в алюминии и его сплавах при лазерной сварке, с. 459–467.

Ohashi O., Yoshioka T., Yamaguchi M., Sugibuchi S. Материалы для прослоек, используемых при диффузионной сварке Bi₂Sr₂Cu₃ сверхпроводников, с. 468–473.

Ohashi O., Yoshioka T., Hashimoto M., Nagai T. Образование соединения p-n-типа при диффузионной сварке, с. 474–478.

Terasaki T., Nakatani M., Ishimura T. Сила Тендона, образующаяся в сварном соединении, с. 479.

Oda I., Tanaka Y., Masuki A., Izuma T. Измерение поля напряжений и прочности на разрыв в зоне трещины в соединениях разнородных материалов по изображению в инфракрасных лучах, с. 487–495.

Liao J., Kametani H., Okada H., Ikeuchi K. Теоретические исследования структуры и ударной вязкости металла шва на высокопрочных сталях класса 950 МПа, с. 496–506.



(Италия). —
1999. — № 4
(итал. яз.)

Adile R., Dunn B., Mandina M. et al. Влияние геометрии паяных соединений на характеристики механической усталости компонентов электронных схем, с. 401–412.

Lanza M., Montenovi P. Методы испытания, используемые для определения вязкости основного материала и сварных соединений, с. 415–419.

Farwer A. Использование газов для лазерной резки, с. 423–426.

Lillienberg L., Bromssen B. Выделение дымов и газов, включая шестивалентный хром, при плазменной резке нержавеющей стали как над водой, так и под водой, с. 439–450.

(Италия). —
1999. — № 5
(итал. яз.)

Penasa M., Rivela C. Лазерная сварка легких сплавов на основе алюминия, с. 541–553.

Iori D. Контактная сварка — теоретические основы применения инвенторной системы контроля, с. 555–562.

Metko G., Susta A. Преимущества новой инвенторной системы с целью улучшения качества контроля сварочной дуги, с. 565–567.

Bonsignore A. D., Valente T. Оценка и предупреждение поглощения свинца в процессе сварки печатных плат для электронной промышленности, с. 571–575.

Kotecki D. J. Система определения количества феррита с использованием заводских и полевых приборов после калибровки с помощью вторичных эталонов. Окончательный отчет, с. 577–585.

Ekelof B. Адаптация технологии дуговой сварки под флюсом для выполнения многопроходной сварки, с. 587–590.

(Италия). —
1999. — № 6
(итал. яз.)

Lazzarin P., Livieri P. Сварные соединения — ограничения в использовании критерия оценки размеров зоны пластичности по границе наружной поверхности шва, с. 653–658.

Forensi G., Pedrazzo G. Сварка МИГ в тандем — повышение производительности и перспективы развития, с. 661–664.

Cosat L., Molfino R., Scasso M. Экспертная система для применения предварительного нагрева при сварке плавлением: технические проблемы, экономические аспекты, окружающая среда. Ч. 1, с. 667–675.

Pekkari B. Сварка и резка в современном мире, с. 685–697.

Colt J., Cozzi C. L. Новая технология плазменной резки. Характеристики и будущие разработки, с. 701–705.

(Италия). —
1999. — № 3
(итал. яз.)

Zaccaria B. Присадочные материалы — современное состояние и тенденции развития процесса пайки печатных плат припоем, не содержащим свинца, с. 309–315.

Fugazzi A., Scasso M. Подход к системе качества в рамках руководства 97/23 СЕ как для изготовления оборудования, так и материалов, с. 317–322.

Hewitt P. Проблемы здравоохранения в процессе дуговой сварки металлическим электродом, с. 347–355.

(Италия). —
1999. — № 4
(итал. яз.)

Lazzarin P., Livieri P. Размеры пластинчатой зоны на границе наружной поверхности швов в сварных соединениях на сталях и легких сплавах, с. 431–437.

Blaiss D., Sforza P. Система контроля процесса дуговой сварки, с. 439–446.

Floreani A. Влияние медного покрытия и проволоки для дуговой сварки плавящимся электродом в защитном газе на процесс образования дымов и паров, с. 499–457.

Ikeuchi K., Kuroda T., Nakade K. Выделение сигма-фазы в дуплексных нержавеющей сталях и металле шва, с. 469–475.

SCHWEISS- &
PRÜFTECHNIK

(Австрия). —
2000. — № 7
(нем. яз.)

Straube H., Loibnegger F. Исследование влияния положения образца и величины зерна на вязкость наплавленного сплавом МАГ металла, с. 102–108.

Через 500 лет скульптура Лошади Великого мастера возвратилась на свое место (применение сварки и родственных способов), с. 109–111.

Прогресс радиологии, с. 112–114.

Конференция в Инсбруке по неразрушающему контролю, с. 115.

Новое поколение приборов для измерения толщины, с. 116.

(Австрия). —
2000. — № 8
(нем. яз.)

Vanschen W. Способ плазменного напыления, с. 118–122.

Австрийский стандарт ISO 9606-5: Новые правила аттестации сварщиков Ti и Zr, с. 122.

Австрийский стандарт М 7806. Ч. 1. Припои и флюсы для пайки медных трубопроводов, с. 122.

Mussman J. W. Термообработка сварных швов при строительстве трубопроводов, с. 123–126.

Большие шансы технологии плазменной наплавки переходящей дугой, с. 127.

Общество неразрушающего контроля на пороге 3-го тысячелетия, с. 128–129.

DVS предлагает профессиональное обучение без отрыва от работы, с. 132.

(Австрия). —
2000. — № 9
(нем. яз.)

Гарантия точности для стальных листов, с. 139.

Ruthenberg R. Высококачественная контактная сварка, с. 140–142.

Высокопроизводительная сварка МАГ тяжелых металлоконструкций, с. 142–143.

Новый источник тока фирмы «Фрониус», с. 144.

SCHWEISSEN &
SCHNEIDEN

(Германия). —
2000. — № 7 (нем. яз.)

Германское судостроение на четвертом месте в мире, с. 402.

75-летие стандартизации в сварке, с. 403–404.

Микроволновая сварка пластмасс, с. 405.

Система Offline сокращает время программирования при применении лазеров, с. 405.

100 лет немецкому АВВ (Asea Brown Boveri), с. 406.

Предприятие начало производства водорода, с. 406.

Hahn O., Meschut G., Kouyo M. Склеивание в комбинации со соединением путем деформации — техника соединения с значительным использованием тепла для алюминиевых рамочных конструкций с оптимизированными свойствами, с. 412, 414–418.

Dilthey U., Brandenburg A., Moller M., Smolka G. Соединение мельчайших деталей, с. 419–422, 424.

Новое в сварочной технике. Склеивание в 1999 г., с. 426–431.

Grov N. Механизированная сварка алюминиевого литья под давлением, с. 433.

Overrath J. Исследования лазерной и электронно-лучевой сварки деталей из Al-лития под давлением, с. 434.

Jacobs G.-W. Конференция в Дунсбурге: Al-материал будущего, с. 434–437.

Макросоединение. Коллоквиум в Аахене, с. 437–439.

Издание действительного во всем мире проекта стандарта по сварке арматурной стали, с. 439–440.



НОВЫЕ КНИГИ

Фізика, хімія та механіка поверхні твердого тіла. Навчальний посібник. — Луганськ: Вид-во СДУ, 2000. — 624 с.

В данном пособии, являющемся одной из первых попыток системного изложения вопросов физики и химии поверхности твердого тела в учебной литературе, рассмотрены закономерности и проблемы данной перспективной быстроразвивающейся отрасли науки, на стыке физики и химии конденсированного состояния. Отражены современные представления о реальной структуре поверхности твердого тела, дефектах ее строения и физических процессах, которые определяют их характеристики. Представлен обзор современных методов исследования атомной микроструктуры поверхности. Кратко изложены основы физики и химии поверхностных, адге-

зионных явлений, прочности и пластичности поверхностных слоев, физико-химической механики материалов, взаимодействия в твердой фазе.

Предназначен для студентов, аспирантов, слушателей магистратуры по специальности «Сварка», научных работников и инженеров, связанных с изучением и обеспечением необходимых свойств поверхностей твердого тела и работающих в области инженерии поверхности, поверхностной обработки материалов, сварки и триботехники. Может быть полезен конструкторам и технологам, специалистам по проблеме прочности, композиционных материалов и соединения материалов.

В. Д. Кузнецов, В. М. Пащенко. Фізико-хімічні основи модифікації структури на легування поверхні. Навчальний посібник. — К.: ЗАТ «Віпол», 2000. — 160 с.

Обработка поверхности с целью придания специальных свойств осуществляется не только нанесением покрытий, но и модификацией структуры поверхности и ее легированием. Для осуществления модифицирования и легирования применяются методы с использованием высококонцентрированных источников энергии. Их применение способствует получению специальных свойств поверхностей, которые не могут быть достигнуты методами нанесения покрытий, например, при деформировании составляющих структуры интегральных микросхем.

На сегодня существует научно-техническая литература, которая посвящена различным аспектам инженерии поверхности, но обобщающих изданий в виде учебника или учебного пособия по физико-химическим основам

модификации структуры и легирования поверхности высококонцентрированными источниками энергии (лазером, электронным лучом, плазменным потоком, ионной имплантацией и др.), ультразвуковым и деформационным упрочнением нет.

В предлагаемом учебном пособии на основе современных представлений изложены фактические сведения относительно механизма упрочнения материалов, рассмотрены поверхностные явления, которые сопровождают процессы модифицирования структуры и легирования поверхности высококонцентрированными источниками энергии, и особенности реализации перечисленных методов.