Международный научно-технический и производственный журнал

Автоматическая сварка

№ 12 (716)
Декабрь 2012

Издается с 1948 года

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:
Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

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

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

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

УЧРЕДИТЕЛИ:
Национальная академия наук Украины, ИЭС им. Е. О. Патона, МА «Сварка»

ИЗДАТЕЛЬ:
МА «Сварка»

Адрес редакции:
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
URL: www.rucont.ru

Редакторы:
Т. В. Юштина, И. Ф. Соколова
Электронная верстка:
И. Р. Наумова, А. И. Сулима

Свидетельство о государственной регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК Украины изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Махненко В. И., Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И. Учет порообразования при оценке предельного состояния в зоне дефекта утонения стенки сосуда давления 3
Костин В. А., Григоренко Г. М., Позняков В. Д., Жданов С. Л., Соломийчук Т. Г., Зубер Т. А., Максименко А. А. Влияние термического цикла сварки на структуру и свойства микролегированных конструкционных сталей 10
Голиков Н. И., Дмитриев В. В. Остаточные напряжения кольцевых стыков магистрального газопровода при длительной эксплуатации в условиях Севера 17
Гончаров И. А., Сокольский В. Э., Давиденко А. О., Галинич В. И., Мищенко Д. Д. Образование шпинели в расплаве агломерированного сварочного флюса системы $MgO–Al_2O_3–SiO_2–CaF_2$ и ее влияние на вязкость шлака 21

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Лобанов Л. М., Пащин Н. А., Миходуй О. Л., Черкашин А. В., Манченко А. Н., Кондратенко И. П., Жильцов А. В. Эффективность различных схем электродинамической обработки сплава АМг6 и его сварных соединений 29
Шелягин В. Д., Хаскин В. Ю., Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Петриченко И. К., Сиора А. В., Палагеша А. Н., Селин Р. В. Особенности лазерно-дуговой сварки титановых сплавов 36
Коломийцев Е. В. Коррозионно-усталостная прочность тавровых соединений стали 12Х18Н10Т и методы ее повышения 41
Походня И. К., Явдощин И. Р., Губеня И. П. Влияние содержания железного порошка и соединений щелочных металлов в составе покрытия электродов на их санитарно-гигиенические характеристики 44
Маковецкая О. К. Современный рынок сварочной техники Северной Америки 48

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Диссертация на соискание ученой степени 51
Разработано в ИЭС 9, 20, 35, 40, 43, 47, 50

ХРОНИКА

2-й Международный конгресс «Сварка и соединительные технологии» 52
Открытие лазерного центра в Кирове 53
Международная специализированная выставка сварочных материалов, оборудования и технологий «Weldex/Россварка 2012» 55

ИНФОРМАЦИЯ

Механизация и автоматизация сварочного производства от компании «ДельтаСвар» 58
Новые книги 59
Выдающееся изобретение теплоэнергетика Л. К. Рамзина стимулирует развитие техники сварки 61
Программы профессиональной подготовки на 2013 г. 62
Указатель статей за 2012 г. 65
Указатель авторов 70

© НАН Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, МА «Сварка», 2012

International Scientific-Technical and Production Journal

Avtomaticheskaya Svarka

№ 12 (716)
December 2012
Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

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

PUBLISHER:
International Association «Welding»

Address of Editorial Board:
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 200 63 02, 200 82 77
Fax: (38044) 200 54 84, 200 82 77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
URL: www.rucont.ru

Editors:
T. V. Yushtina, I. F. Sokolova
Electron galley:
I. R. Naumova, A. I. Sulima

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

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

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Makhnenko V. I., Velikoivanenko E. A., Rozynka G. F., Pivtorak N. I. Account for pore formation in estimation of limiting state in the zone of pressure vessel wall thinning defect 3

Kostin V. A., Grigorenko G. M., Poznyakov V. D., Zhdanov S. L., Solomijchuk T. G., Zuber N. A., Maksimenko A. A. Effect of welding thermal cycle on structure and properties of microalloyed structural steels 10

Golikov N. I., Dmitriev V. V. Residual stresses of circumferential welds of main gas pipeline in long-term service under the North conditions 17

Goncharov I. A., Sokolsky V. E., Davidenko A. O., Galinich V. I., Mishchenko D. D. Formation of spinel in melt of agglomerated welding flux of $MgO–Al_2O_3–SiO_2–CaF_2$ system and its effect on slag viscosity 21

INDUSTRIAL

Lobanov L. M., Pashchin N. A., Mikhoduy O. L., Cherkashin A. V., Manchenko A. N., Kondratenko I. P. Zhiltsov A. V. Efficiency of different schemes of electrodynamic treatment of AMg6 and its welded joints 29

Shelyagin V. D., Khaskin V. Yu., Akhonin S. V., Belous V. Yu., Petrichenko I. K., Siora A. V., Palagesha A. N., Selin R. V. Peculiarities of laser-arc welding of titanium alloys 36

Kolomijtsev E. V. Corrosion-fatigue strength of T-joints of steel 12Kh18N10T and methods of its improvement 41

Pokhodnya I. K., Yavdoshchin I. R., Gubenya I. P. Effect of iron powder content and compounds of alkali metals in electrode coating composition on their sanitary-hygienic characteristics 44

Makovetskaya O. K. Present-day market of welding equipment in the North America 48

BRIEF INFORMATION

Thesis for scientific degree 51
Developed at the PWI 9, 20, 35, 40, 43, 47, 50

NEWS

The II International Congress «Welding and joining technologies» 52
Opening of Laser Center in Kirov 53
International Specialized Exhibition of welding consumables, equipment and technologies — «Weldex/Rossvarka 2012» 55

INFORMATION

Mechanization and automation of welding manufacturing from company «DeltaSvar» 58
New books 59
Outstanding invention of L. K. Ramzin, the specialist in heat and power engineering, stimulates the progress in welding engineering 61
Programs of professional training for 2013 62
Index of articles for 2012 65
Index of authors 70

Journal «Avtomaticheskaya Svarka» is published in English under the title ***«The Paton Welding Journal»***
Concerning publication of articles, subscription and advertising, please, contact the editorial board.

© NAS of Ukraine, PWI, International Association «Welding», 2012

УДК 621.91:621.642.02

УЧЕТ ПОРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ОЦЕНКЕ ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ В ЗОНЕ ДЕФЕКТА УТОНЕНИЯ СТЕНКИ СОСУДА ДАВЛЕНИЯ

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО**, канд. физ.-мат. наук, **Г. Ф. РОЗЫНКА**, **Н. И. ПИВТОРАК**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Модели вязкого разрушения с учетом образования пор при пластическом течении на неметаллических включениях либо в матрице из микротрещин, не распространяющихся по механизму скола, предусматривают соответствующие алгоритмы роста пор за счет пластических деформаций и соответствующего перераспределения напряженно-деформированного состояния. В настоящее время интерес к этим моделям повысился в связи с ростом объемов прогнозных и экспертных оценок для сварных конструкций на основе расчетных оценок предельного состояния. В целом ряде случаев, учитывая тенденцию использования в сварных конструкциях высокопрочных и достаточно пластичных материалов, предельное состояние наступает в условиях вязкого деформирования при жестком напряженном состоянии, способствующих развитию порообразования. В результате разрушение происходит при относительно невысоких пластических деформациях, что резко снижает деформационную способность соответствующих сварных узлов перед разрушением.

Ключевые слова: стальные сосуды давления, развитие пластического течения, предельное состояние, порообразование, зона разрушения, критерии разрушения при наличии пор, спонтанное разрушение

Эксплуатационные дефекты утонения стенок современных сварных сосудов давления являются наиболее распространенными выявляемыми дефектами конструкций длительного срока эксплуатации (магистральные трубопроводы, хранилища нефти и газа, железнодорожные цистерны и т. п.). Выявленные дефекты при периодических технических диагностиках таких конструкций оценивают с позиций безопасной эксплуатации конструкций на период, по крайней мере, до следующей технической диагностики. При этом руководствуются определенными правилами, основанными на соответствующих расчетных и экспериментальных исследованиях. Эти правила совершенствуются по мере накопления фактического материала их использования, изменения условий эксплуатации конкретных типов конструкций, совершенствования расчетных моделей нагружения (разрушения), а также методов реализации этих моделей.

Следует отметить, что наблюдаемый весьма существенный прогресс в вычислительной технике и соответственно механике деформирования и разрушения конструкционных материалов, который способствует реализации все более сложных физических моделей, является хорошей основой для разработки более детальных моделей поведения конструкционных материалов как при деформировании (на этапе, близком к разрушению), так и в определенной степени при разрушении. Это делает расчетные подходы прогнозирования наступления предельного состояния в сложных случаях деформирования достаточно адекватными наблюдаемому при эксперименте, что позволяет снизить объем дорогостоящих экспериментов. Такой подход связан с привлечением дополнительных физических и математических моделей поведения материала для генерирования информации, связанной с наступлением предельного состояния. Работа в этом направлении активно ведется в различных странах. Из современных исследований особое внимание заслуживают работы сотрудников сибирской школы профессора В. Е. Панина в рамках нового научного направления — физической мезомеханики материалов [1]. В рамках этого направления рассматривается деформирование материалов на мезоуровне, т. е. с учетом существенной физической неоднородности, обусловленной наличием различных границ раздела (например, границ зерен) с последующей оценкой реакции материала на макроуровне через осреднение характеристик напряженно-деформированного состояния по представительному мезообъему. Элементарным актом неупругого поведения материала согласно [1] является «сдвиг + поворот», что позволяет сохранить условие неразрывности вплоть до разрушения, которое является конечной стадией фрагментации материала на макроуровне, когда происходит глобальная потеря сдвиговой устойчивости.

Важной стадией в деформировании материала на этапе перед разрушением является во многих случаях зарождение пор. Поры образуются при пластическом течении на неметаллических включениях либо в матрице из микротрещин, не рас-

© В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак, 2012

пространяющихся по механизму скола, т. е. являются почти неотъемлемым атрибутом вязкого разрушения материала. Неудивительно, что вопросу образования и росту пор при вязком разрушении материалов уделяется достаточно большое внимание [2–4]. Начальные размеры возникающих пор обычно невелики — около 1 мкм, т. е. их влияние на деформационные процессы и разрушение вполне можно учитывать в рамках моделей мезоуровня, т. е. соответствующей неоднородностью свойств материала в объемах пор и вне этих объемов.

Ниже приведены результаты, полученные при следующих допущениях.

Поры зарождаются в изотермических условиях в произвольном конечном элементе (структурном объеме), если интенсивность пластической деформации ε_i^p больше определенной величины $(\varepsilon_i^p)_н$ и они равномерно распределены по объему элемента, т. е. концентрация пор на единице объема элемента

$$\rho_V = \frac{V_п}{V_{к.э}} \text{ при } \varepsilon_i^p \geq (\varepsilon_i^p)_н,$$
$$\rho_V = 0 \text{ при } \varepsilon_i^p < (\varepsilon_i^p)_н, \quad (1)$$

где $V_п$ — объем пор; $V_{к.э}$ — объем элемента без пор.

Вводится понятие концентрации пор на единице площади сечения элемента (то, что можно наблюдать в изломе образца) — ρ_S. По аналогии с (1)

$$\rho_S = \frac{S_п}{S_{к.э}} > 0 \text{ при } \varepsilon_i^p \geq (\varepsilon_i^p)_н,$$
$$\rho_S = 0 \text{ при } \varepsilon_i^p < (\varepsilon_i^p)_н, \quad (2)$$

где $S_п$ — площадь пор в данном сечении величиной $S_{к.э}$.

Соответственно на единице линейного размера $l_{к.э}$ суммарная длина пор $l_п$. Тогда

$$\rho_l = \frac{l_п}{l_{к.э}}. \quad (3)$$

Связь между ρ_V и ρ_l:

$$\rho_V = (1+\rho_l)^3 - 1 = 3\rho_l\left(1 + \rho_l + \frac{1}{3}\rho_l^2\right) \approx 3\rho_l. \quad (4)$$

Соответственно $\rho_S = 2\rho_l\left(1 + \frac{1}{2}\rho_l\right) \approx 2\rho_l$.

Линейные размеры пор растут при развитом пластическом течении согласно закону Райса–Трейси [4] при $\varepsilon_i^p \geq (\varepsilon_i^p)_н$.

При допущении, что количество пор в данном структурном объеме меняется мало, но растет их размер

$$\frac{dl}{d\varepsilon_i^p} = 0{,}28 l \exp\left(1{,}5\frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right), \quad (5)$$

где σ_m/σ_i — жесткость напряженного состояния; $\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_{rr} + \sigma_{\beta\beta} + \sigma_{zz})$ — среднее нормальное напряжение в системе координат r, β, z; σ_i — интенсивность напряжений

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}}\,[(\sigma_{rr} - \sigma_{\beta\beta})^2 +$$
$$+ (\sigma_{rr} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{\beta\beta} - \sigma_{zz})^2 + 6(\sigma_{rz}^2 + \sigma_{r\beta}^2 + \sigma_{\beta z}^2)]^{1/2}; \quad (6)$$

$d\varepsilon_i^p$ — интенсивность приращений пластических деформаций

$$d\varepsilon_i^p = \frac{\sqrt{2}}{3}[(d\varepsilon_{rr}^p - d\varepsilon_{\beta\beta}^p)^2 + (d\varepsilon_{rr}^p - d\varepsilon_{zz}^p)^2 + (d\varepsilon_{\beta\beta}^p - d\varepsilon_{rr}^p)^2 +$$
$$+ 6(d\varepsilon_{r\beta}^p)^2 + 6(d\varepsilon_{rz}^p)^2 + 6(d\varepsilon_{\beta z}^p)^2]^{1/2}.$$

При указанном выше допущении, что количество пор в данном объеме V_0 меняется незначительно, изменение величины ρ_l соответствует относительному изменению линейных размеров за счет пористости.

Соответственно уравнения связи тензора деформаций $d\varepsilon_{ij}$ и тензора напряжений σ_{ij} при i, $j = r, z, \beta$ с учетом, что линейное удлинение равно ρ_l, можно записать следующим образом:

$$d\varepsilon_{ij} = d\left(\frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m}{2G}\right) + d\lambda(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m) + \delta_{ij}[d(K\sigma_m) + d\rho_l], \quad (7)$$

где ρ_l — решение уравнения (5) при $l = \rho_l$ и начальном значении ρ_l по (1), (4); $G = E/(2(1+\nu))$; $K = (1-2\nu)/E$; E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона; $\delta_{ij} = 1$ при $i = j$ и $\delta_{ij} = 0$ при $i \neq j$.

При последовательном прослеживании развития пластических деформаций и начальном значении $\rho_V^{нач}$ в момент $k = 0$ по (1), полагая, что на протяжении между k-м и $k+1$-м шагами прослеживания величина $d\varepsilon_i^p$ меняется незначительно, решение уравнения (5) относительно величины ρ_l дает

$$\ln\frac{\rho_l^{(k+1)}}{\rho_l^{(k)}} = 0{,}28\exp\left(1{,}5\frac{\sigma_m^{(k)}}{\sigma_i^{(k)}}\right)(\Delta\varepsilon_i^p)^{(k)}. \quad (8)$$

При величинах отношения $x = \dfrac{\rho_l^{(k+1)}}{\rho_l^{(k)}}$, близких к единице, раскладывая $\ln x$ в степенной ряд

$$\ln x = 2\sum_{n=1}^{\infty}\left(\frac{x-1}{x+1}\right)^n \cdot \frac{1}{n} \qquad (9)$$

и ограничившись членом $n = 1$, получим

$$\rho_l^{(k+1)} = \frac{(2+A_k)\rho_l^{(k)}}{2-A_k}, \text{ где } A_k = 0{,}28\exp\left(1{,}5\frac{\sigma_m^{(k)}}{\sigma_i^{(k)}}\right)(\Delta\varepsilon_i^p)^{(k)}, \qquad (10)$$

начиная с $k = 0$, для которого $\rho_l^{(0)}$ определяется условиями (4).

Зная $\rho_l^{(k)}$ (k = 0, 1, 2, …), находим для (7) приращение относительного удлинения линейных размеров данного конечного элемента за счет пористости

$$\Delta\rho_l^{(k+1)} = \rho_l^{(k+1)} - \rho_l^{(k)} = \rho_l^{(k)}\frac{A_k}{1-0{,}5A_k} \quad (k = 0, 1, 2, \ldots). \qquad (11)$$

Из изложенного выше следует, что учет пористости в определенной степени влияет на поля напряжений и деформаций за счет дополнительных объемных изменений — величины $\Delta\rho_l^{(k+1)}$ (k = 0, 1, 2, …), подобным таковым при температурном расширении $\Delta\varphi$ [5].

Кроме того, при реализации условий текучести и критериев предельного состояния необходимо учитывать нетто-напряжения в сечениях конечных элементов, т. е. величины $\sigma_{ij}^{(k)}$ из решения соответствующей краевой задачи приводить к нетто-напряжениям $(\sigma_{ij}^{\text{нетто}})^{(k)} = \dfrac{\sigma_{ij}^{(k)}}{1-\rho_s^{(k)}}$.

В качестве локальных критериев предельного состояния хрупковязкого разрушения в объеме данного конечного элемента используют согласно [2]

$$\sigma_1 > S_{\text{к}} \text{ — хрупкое разрушение;}$$
$$\kappa_k > \varepsilon_{\text{кр}}^{(k)}\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right) \text{ — вязкое разрушение,} \qquad (12)$$

где σ_1 — максимальное главное нетто-напряжение; $\kappa_k = \int d\varepsilon_i^p = \sum_k (d\varepsilon_i^p)^{(k)}$ — параметр деформационного упрочнения Одквиста; $\varepsilon_{\text{кр}}^{(k)}$ — критическое значение κ_k на k-м шаге прослеживания в зависимости от жесткости напряженного состояния.

Например, по Маккензи [2]

$$\varepsilon_{\text{кр}}^{(k)}\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right) > \varepsilon_0 + a\exp\left(-1{,}5\frac{\sigma_m^{(k)}}{\sigma_i^{(k)}}\right), \qquad (13)$$

где ε_0 и a — экспериментальные характеристики материала (для корпусных сталей ε_0 = 0,07, a = = 2,99).

В случае резкого изменения при прослеживании величины $(\sigma_m/\sigma_i)^{(k)}$ и соответственно $\varepsilon_{\text{кр}}^{(k)}$ согласно [2] можно использовать метод накопления вязких разрушений в объеме данного элемента в виде

$$\sum_{k=0}^{k_{\text{кр}}}\left(\frac{\Delta\varepsilon_i^p}{\kappa}\right)_k = 1, \qquad (14)$$

где $k_{\text{кр}}$ — предельное значение шага прослеживания, при котором данный конечный элемент «теряет работоспособность», т. е. его механические свойства резко меняются на свойства воздуха либо соответствующей агрессивной жидкости (при наличии соответствующего доступа).

Поскольку такое замещение свойств приводит к перераспределению нагрузок в соседних конечных элементах, то эта операция на данном шаге прослеживания по нагрузке выполняется итерационно при неизменной внешней нагрузке. При этом вполне естественным является случай, когда операция замещения в данном конечном элементе приводит на следующей итерации к замещениям в соседних элементах вплоть до «спонтанного разрушения» (когда операция замещения охватывает при данной нагрузке большой объем рассматриваемой конструкции). Соответственные условия наступления такого состояния рассматриваются

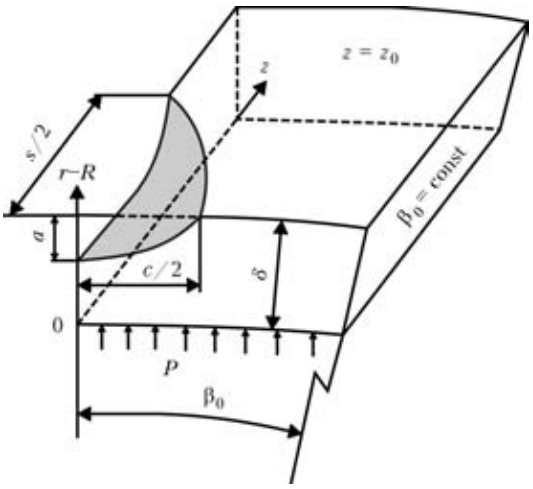


Рис. 1. Схема фрагмента оболочки трубы с дефектом утонения, нагруженного внутренним давлением P на поверхности $r - R = 0$ и номинальными напряжениями $\sigma_{\beta\beta}$, $\sigma_{\beta z}$ в плоскости $\beta = \beta_0$ и σ_{zz}, σ_{zr} в плоскости $z = z_0$ и условиями симметрии $\beta = 0$, $z = 0$

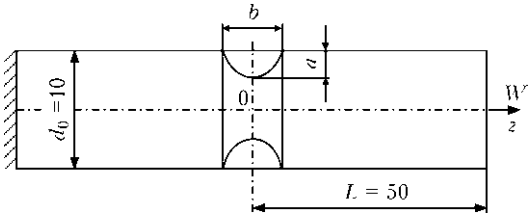


Рис. 2. Схема цилиндрического образца с осесимметричным надрезом размерами $a \times b$

как макроусловия наступления предельного состояния.

Изложенный подход предстоит применить к стальному сосуду давления с габаритными размерами дефекта $s \times c \times a$ (рис. 1), где s — размер вдоль образующей; c — вдоль окружности; a — в глубину стенки, в которой обнаружено утонение. Известны упругие характеристики стали E, ν, предел текучести $\sigma_т$ и показатель степенного деформационного упрочнения m.

В условиях трехосного напряженного состояния с внутренним давлением P необходимо оценить предельное давление $P_{пр}$, при котором произойдет макроскопическое спонтанное разрушение стенки в зоне утонения.

Таблица 1. Варианты исходных данных, ответственных за порообразование

Номер варианта	$\sigma_т$, МПа	ρ_V	$S_к$, МПа	m
1	480	0,07	1000	0,14
2	480	0,05	1000	0,14
3	480	0,03	1000	0,14
4	480	0	1000	0,14
5	400	0,05	1000	0,14
6	300	0,05	1000	0,14
7	480	0,05	1000	0,05
8	480	0,05	1000	0,25
9	480	0,05	700	0,14
10	480	0,05	1500	0,14
11	480	0,05	1000	0,14
Примечание: $(\varepsilon_i^p)_0 = 0,01$.				

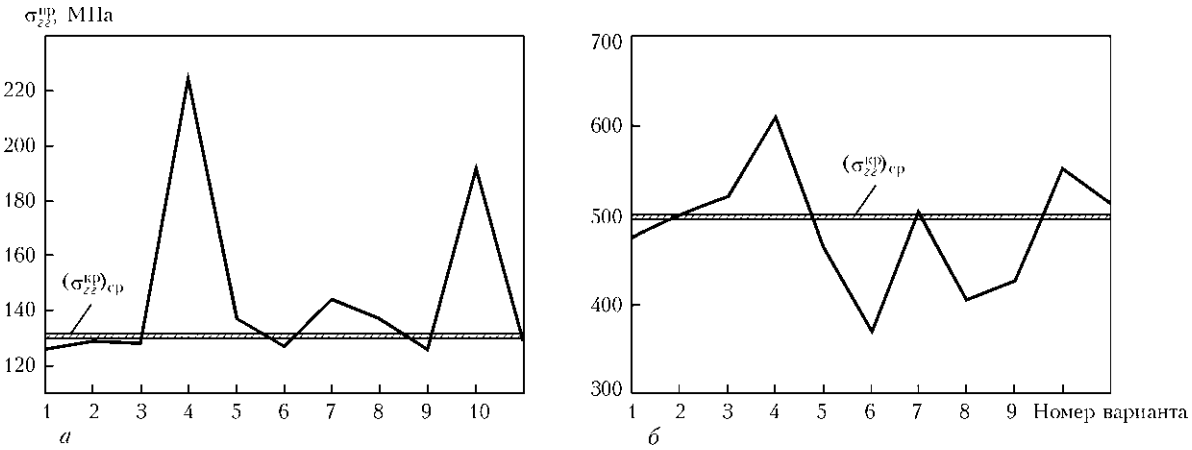


Рис. 3. Результаты компьютерного моделирования номинальных предельных напряжений $\sigma_{zz}^{пр}$ в сечении $z = L$ и спонтанного разрушения в сечении $z = 0$ образца с надрезом размерами $a \times b = 3 \times 1$ (*а*) и $a \times b = 1 \times 3$ мм (*б*) ($\alpha_т = 3,45$) для различных вариантов изменения $\sigma_т$, ρ_V, $S_к$, m (табл. 1) в сопоставлении с экспериментальными значениями $(\sigma_{zz}^{кр})_{ср}$. Варианты № 1–10: при $z = L$ задана величина σ_{zz}, для варианта № 11 на каждом шаге задано приращение $\Delta W = 0,00261$ мм

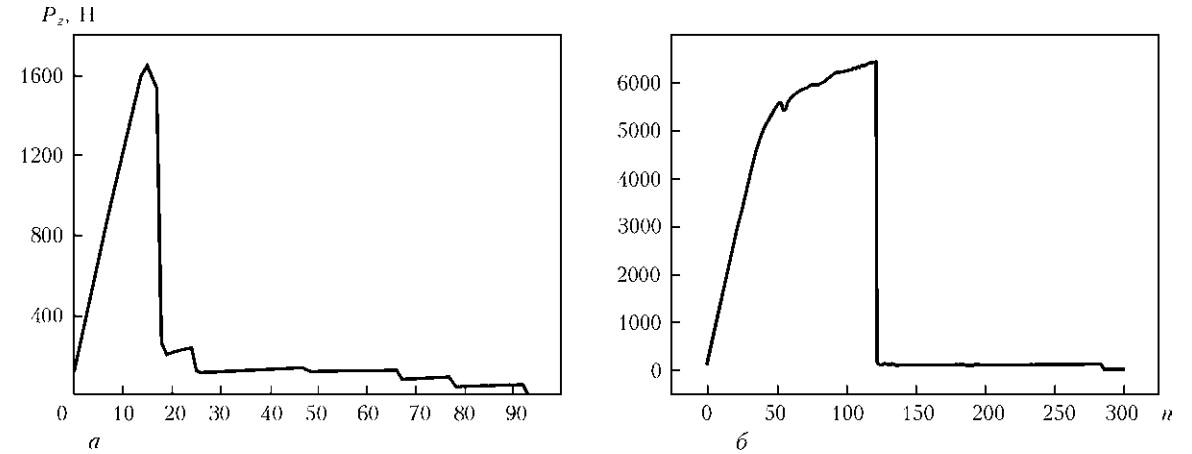


Рис. 4. Результаты моделирования усилия P_z на кромке $z = L = 50$ мм для образца с надрезом размерами $a \times b = 3 \times 1$ (*а*) и $a \times b = 1 \times 3$ (*б*) мм в зависимости от шага n при $\Delta W = 0,00261$ мм

Таблица 2. Исходные и расчетные данные для рассматриваемых дефектов утонения стенки (c = 40 мм; a = = 14 мм)

Номер варианта	s, мм	$[P]$, МПа	$P_{пр}$, МПа	$n_б$
1	66	7,5	18,8	2,5
2	100	5,15	17,4	3,3
3	200	4,15	14,0	3,2

В работе [6] представлен алгоритм численного определения в рамках $3D$ напряженно-деформированного состояния в зоне рассматриваемого дефекта без учета пористости. Последняя учитывалась в данной работе с помощью уравнений (1)–(14).

Необходимые данные для такой модели, связанные с конкретной сталью, предлагается определять с помощью простых опытов на растяжение цилиндрических образцов с осесимметричным надрезом (см. рис. 2) из трубной стали с пределом текучести $\sigma_т \approx 480$ МПа. Рассматривали два размера надреза в образцах диаметром 10 мм: первый — $a \times b$ = 1×3 мм и второй — $a \times b$ = 3×1 мм при теоретических коэффициентах концентрации $\alpha_т$ = 1,6 и 3,45.

Соответствующие средние разрушающие осевые напряжения на захватах $\sigma_{zz}^{пр}$ = 500 и 130 МПа. Для этих данных моделировали процесс нагружения образцов при различной вариации исходных данных (см. табл. 1), ответственных за порообразование (см. рис. 3). При этом варианты № 1–10 соответствуют заданной нагрузке на захватах (сечение $z = L$), а вариант № 11 — заданному значению осевого перемещения $W = \Delta Wn$, где n — шаг нагружения.

На рис. 4 для этого случая приведена кинетика изменения усилия P_z в процессе роста величины

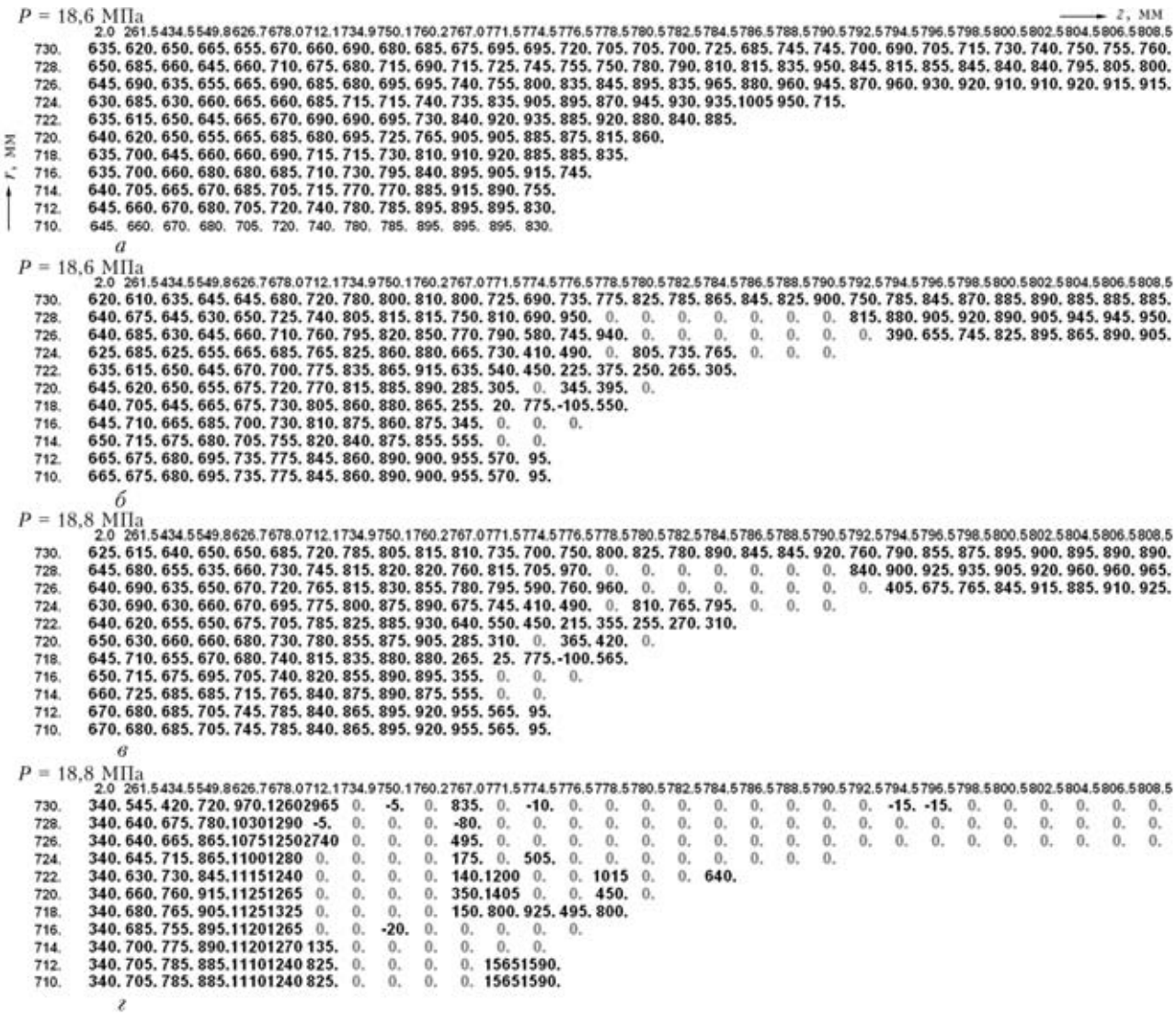


Рис. 5. Распределение главных напряжений σ_1 в продольном сечении $\beta = 0$ при различном внутреннем давлении: *а*, *б* — P = = 18,6 МПа на первой (*а*) и последней итерации (*б*); *в*, *г* — P = 18,8 МПа на первой итерации (*в*) и последней (*г*). Нулями отмечены конечные элементы, где имеет место разрушение

P = 18,6 МПа

r, мм \ z, мм	2.0	261.5	434.5	549.8	626.7	678.0	712.1	734.9	750.1	760.2	767.0	771.5	774.5	776.5	778.5	780.5	782.5	784.5	786.5	788.5	790.5	792.5	794.5	796.5	798.5	800.5	802.5	804.5	806.5	808.5
730.	0.021	0.020	0.024	0.028	0.029	0.031	0.033	0.037	0.041	0.044	0.048	0.049	0.049	0.050	0.051	0.052	0.054	0.054	0.058	0.060	0.063	0.072	0.076	0.077	0.078	0.079	0.081	0.082	0.083	0.083
728.	0.022	0.020	0.025	0.029	0.031	0.033	0.037	0.042	0.047	0.054	0.060	0.067	0.072	0.077	0.083	0.089	0.098	0.102	0.115	0.126	0.126	0.149	0.144	0.140	0.137	0.136	0.135	0.132	0.132	0.132
726.	0.024	0.022	0.026	0.031	0.033	0.036	0.041	0.047	0.055	0.065	0.075	0.085	0.096	0.105	0.115	0.126	0.145	0.147	0.173	0.190	0.217	0.242	0.215	0.208	0.200	0.194	0.189	0.183	0.181	0.181
724.	0.026	0.023	0.028	0.032	0.035	0.039	0.045	0.052	0.062	0.075	0.089	0.103	0.117	0.130	0.147	0.158	0.184	0.198	0.227	0.251	0.290									
722.	0.027	0.025	0.029	0.033	0.037	0.042	0.049	0.057	0.070	0.085	0.102	0.120	0.137	0.153	0.169	0.184	0.197	0.185												
720.	0.028	0.026	0.030	0.035	0.040	0.045	0.053	0.063	0.077	0.094	0.115	0.137	0.156	0.168	0.178	0.170														
718.	0.030	0.027	0.031	0.036	0.042	0.047	0.058	0.068	0.083	0.104	0.128	0.153	0.173	0.183	0.173															
716.	0.031	0.028	0.032	0.038	0.045	0.051	0.061	0.073	0.090	0.112	0.140	0.168	0.192	0.209																
714.	0.033	0.030	0.033	0.039	0.047	0.054	0.065	0.078	0.097	0.118	0.150	0.183	0.223																	
712.	0.035	0.032	0.034	0.042	0.049	0.057	0.068	0.085	0.104	0.125	0.156	0.185	0.200																	
710.	0.035	0.032	0.034	0.042	0.049	0.057	0.068	0.085	0.104	0.125	0.156	0.185	0.200																	

а

P = 18,6 МПа

r, мм \ z, мм	2.0	261.5	434.5	549.8	626.7	678.0	712.1	734.9	750.1	760.2	767.0	771.5	774.5	776.5	778.5	780.5	782.5	784.5	786.5	788.5	790.5	792.5	794.5	796.5	798.5	800.5	802.5	804.5	806.5	808.5
730.	0.021	0.020	0.024	0.028	0.029	0.031	0.033	0.038	0.043	0.049	0.056	0.062	0.066	0.069	0.072	0.077	0.084	0.084	0.088	0.090	0.091	0.097	0.097	0.097	0.097	0.097	0.098	0.099	0.100	0.100
728.	0.022	0.020	0.025	0.029	0.031	0.033	0.037	0.043	0.050	0.059	0.071	0.082	0.091	0.096	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.181	0.162	0.157	0.154	0.152	0.151	0.148	0.148	0.148
726.	0.024	0.022	0.026	0.031	0.033	0.036	0.041	0.048	0.058	0.071	0.086	0.101	0.111	0.119	0.131	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.215	0.215	0.210	0.205	0.201	0.195	0.193	0.193
724.	0.026	0.023	0.028	0.032	0.035	0.039	0.045	0.054	0.065	0.081	0.099	0.118	0.121	0.131	0.	0.158	0.198	0.214	0.	0.	0.									
722.	0.027	0.025	0.029	0.033	0.037	0.042	0.049	0.059	0.073	0.091	0.109	0.135	0.138	0.154	0.170	0.192	0.197	0.185												
720.	0.028	0.026	0.030	0.035	0.040	0.045	0.053	0.065	0.081	0.100	0.117	0.148	0.	0.179	0.188	0.														
718.	0.030	0.027	0.031	0.036	0.042	0.047	0.058	0.070	0.087	0.109	0.129	0.166	0.228	0.245	0.176															
716.	0.031	0.028	0.032	0.038	0.045	0.051	0.061	0.075	0.094	0.118	0.143	0.	0.	0.																
714.	0.033	0.030	0.033	0.039	0.047	0.054	0.065	0.080	0.101	0.124	0.163	0.	0.																	
712.	0.035	0.032	0.034	0.042	0.049	0.057	0.068	0.086	0.107	0.131	0.174	0.190	0.206																	
710.	0.035	0.032	0.034	0.042	0.049	0.057	0.068	0.086	0.107	0.131	0.174	0.190	0.206																	

б

P = 18,8 МПа

r, мм \ z, мм	2.0	261.5	434.5	549.8	626.7	678.0	712.1	734.9	750.1	760.2	767.0	771.5	774.5	776.5	778.5	780.5	782.5	784.5	786.5	788.5	790.5	792.5	794.5	796.5	798.5	800.5	802.5	804.5	806.5	808.5
730.	0.021	0.020	0.024	0.028	0.029	0.031	0.033	0.038	0.043	0.049	0.056	0.062	0.066	0.069	0.072	0.078	0.084	0.084	0.088	0.090	0.091	0.097	0.097	0.097	0.097	0.097	0.098	0.099	0.100	0.100
728.	0.022	0.020	0.025	0.029	0.031	0.033	0.037	0.043	0.050	0.059	0.071	0.082	0.091	0.096	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.181	0.162	0.157	0.154	0.152	0.151	0.148	0.148	0.148
726.	0.024	0.022	0.026	0.031	0.033	0.036	0.041	0.048	0.058	0.071	0.086	0.101	0.111	0.119	0.131	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.215	0.215	0.210	0.205	0.201	0.195	0.193	0.193
724.	0.026	0.023	0.028	0.032	0.035	0.039	0.045	0.054	0.065	0.081	0.099	0.118	0.121	0.131	0.	0.158	0.198	0.214	0.	0.	0.									
722.	0.027	0.025	0.029	0.033	0.037	0.042	0.049	0.059	0.073	0.091	0.109	0.135	0.138	0.154	0.170	0.192	0.197	0.185												
720.	0.028	0.026	0.030	0.035	0.040	0.045	0.053	0.065	0.081	0.100	0.117	0.148	0.	0.179	0.188	0.														
718.	0.030	0.027	0.031	0.036	0.042	0.047	0.058	0.070	0.087	0.109	0.129	0.166	0.228	0.245	0.176															
716.	0.031	0.028	0.032	0.038	0.045	0.051	0.061	0.075	0.094	0.118	0.143	0.	0.	0.																
714.	0.033	0.030	0.033	0.039	0.047	0.054	0.065	0.080	0.101	0.124	0.163	0.	0.																	
712.	0.035	0.032	0.034	0.042	0.049	0.057	0.068	0.086	0.107	0.131	0.175	0.190	0.206																	
710.	0.035	0.032	0.034	0.042	0.049	0.057	0.068	0.086	0.107	0.131	0.175	0.190	0.206																	

в

P = 18,8 МПа

r, мм \ z, мм	2.0	261.5	434.5	549.8	626.7	678.0	712.1	734.9	750.1	760.2	767.0	771.5	774.5	776.5	778.5	780.5	782.5	784.5	786.5	788.5	790.5	792.5	794.5	796.5	798.5	800.5	802.5	804.5	806.5	808.5
730.	0.049	0.020	0.024	0.052	0.351	1.750	50.50	0.	0.157	0.	0.299	0.	0.332	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.234	0.234	0.	0.	0.	0.	0.	0.
728.	0.049	0.021	0.026	0.064	0.373	1.727	0.205	0.	0.	0.	5.557	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.
726.	0.051	0.022	0.031	0.077	0.401	1.717	36.10	0.	0.	0.	4.207	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.
724.	0.052	0.024	0.035	0.090	0.430	1.702	0.	0.	0.	0.	3.950	0.	0.206	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.	0.									
722.	0.054	0.026	0.039	0.103	0.462	1.684	0.	0.	0.	0.	2.917	1.937	0.	0.	1.282	0.	0.	0.301												
720.	0.055	0.028	0.043	0.116	0.496	1.641	0.	0.	0.	0.	3.177	1.612	0.	0.	0.194	0.														
718.	0.056	0.029	0.047	0.130	0.532	1.543	0.	0.	0.	0.	0.134	0.892	0.533	0.279	0.325															
716.	0.057	0.031	0.052	0.144	0.570	1.499	0.	0.	12.18	0.	0.	0.	0.	0.																
714.	0.059	0.033	0.056	0.157	0.607	1.444	0.200	0.	0.	0.	0.	0.	0.																	
712.	0.061	0.036	0.060	0.173	0.644	1.410	0.220	0.	0.	0.	0.	14.03	22.403																	
710.	0.061	0.036	0.060	0.173	0.644	1.410	0.220	0.	0.	0.	0.	14.03	22.403																	

г

Рис. 6. То же, что на рис. 5, но только для величины $\kappa_k = \int d\varepsilon_i^p = \sum (d\varepsilon_i^p)^{(k)}$

n до наступления спонтанного разрушения (без дальнейшего увеличения нагрузки P_z).

Сопоставление величин $\sigma_{zz}^{\text{пр}}$ с указанным средним значением показывает, что неучет пористости (вариант № 4 на рис. 3) дает завышенные значения $\sigma_{zz}^{\text{пр}}$. В то же время снижение $\sigma_{\text{т}}$ ниже 300 МПа, либо $S_{\text{к}}$ ниже 700 МПа, а также увеличение m заметно снижают величину $\sigma_{zz}^{\text{пр}}$. Изменение пористости ρ_V (основного фактора охрупчивания зоны разрушения) в пределах $\rho_V \approx 0{,}03\ldots0{,}07$ незначительно влияет на критические значения $\sigma_{zz}^{\text{пр}}$.

Из этого анализа следует, что для рассматриваемой стали процесс разрушения с учетом порообразования, способствующего охрупчиванию зоны разрушения, имеет достаточно высокую устойчивость к основным параметрам рассматриваемой модели (ρ_V, $S_{\text{к}}$, $\sigma_{\text{т}}$, m), что позволяет использовать для практических оценок их приближенные значения.

В соответствии с отмеченным для определения критической нагрузки в зоне локального утонения стенки оболочки-трубы диаметром $2R$ = 1420 мм с толщиной стенки δ = 20 мм из рассматриваемой стали при трехмерном анализе использовали: ρ_V = = 0,05, $S_{\text{к}}$ = 1000 МПа, $\sigma_{\text{т}}$ = 440 МПа, m = 0,14, $(\varepsilon_i^p)_0$ = 0,01.

Рассматривали три варианта геометрических размеров дефектов из табл. 2, где приведены результаты расчета допускаемых давлений [P] для рассматриваемых дефектов утонения. Результаты расчета предельного давления, при котором наступает спонтанное разрушение, приведены на рис. 5, 6 для варианта № 1. Аналогичные данные получены и для вариантов № 2 и 3. Соответственно информация относительно предельных $P_{\text{пр}}$ и коэффициентов безопасности $n_{\text{б}} = P_{\text{пр}}/[P]$ приведена также в табл. 2.

Сопоставление расчетных предельных нагрузок по результатам данной работы, т. е. с учетом порообразования, с расчетными допускаемыми нагрузками из работы [7], полученными на основе обширного эксперимента, связанного с разрушением натурных образцов через коэффициент бе-

зопасности в пределах $n_б$ = 2…2,5, показывает, что они достаточно хорошо согласуются.

Выводы

1. Математическое моделирование предельного состояния для стальных сосудов давления при наличии в стенке геометрических дефектов утонения требует более общих моделей для описания не только процесса деформирования (например, учет больших деформаций), но и процесса разрушения после стадии развитого пластического течения (например, порообразования).

2. Показано, что привлечение достаточно известных физических моделей порообразования при пластическом течении приводит к определенному эффекту «охрупчивания» зоны разрушения, снижая при этом достаточно заметно предельную расчетную нагрузку (на 20…70 % и более).

3. Результаты сопоставления расчетных предельных нагрузок в табл. 2 по методике данной работы с допускаемыми по работе [7] на основе обширного эксперимента показывают, что назначаемый обычно при этом коэффициент безопасности $n_б \approx$ 2…2,5 вполне согласуется с данными табл. 2.

1. *Романова В. А.* Моделирование процессов деформации и разрушения в трехмерных структурно-неоднородных материалах: Автореф. дис. … д-ра физ.-мат. наук. — Томск, 2008. — 31 с.
2. *Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А.* Физико-механическое моделирование процессов разрушения. — С.-Пб.: Политехника, 1993. — 391 с.
3. *Рыбин В. В.* Большие пластические деформации и разрушение металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 224 с.
4. *Статическая* прочность и механика разрушения сталей / Под ред. В. Даля и В. Антонова. — М.: Металлургиздат, 1986. — 224 с.
5. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
6. *Напружений* стан в зоні дефектів стоншення тонкостінних труб / В. І. Махненко, О. А. Великоіваненко, Г. П. Розинка, Н. І. Півторак // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин / За ред. Б. Є. Патона. — К.: Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона НАНУ, 2009. — С. 18–21.
7. *Fitness-for-service*. American Petroleum Institute. Recommended practice 579. — First ed., 2000. — 625 p.

The tough fracture models allowing for the pores forming in plastic flow either at non-metallic inclusions or in matrix from the microcracks that do not propagate by the cleavage mechanism provide for the corresponding algorithms of growth of the pores due to plastic strains and respective redistribution of the stress-strain state. At present, the interest in these models is determined by growth of the scope of prediction and expert estimates for the welded structures, based on the calculation estimation of the limiting state. In a number of cases, in view of the trend to utilisation of high-strength and sufficiently ductile materials in the welded structures, the limiting state occurs under the tough deformation conditions at the rigid stressed state, which contribute to the pore formation. As a result, fracture takes place at relatively low plastic strains, this decreasing deformability of the corresponding weldments prior to the fracture.

Поступила в редакцию 20.07.2012

РАЗРАБОТАНО В ИЭС

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛЕГКИХ СВАРНЫХ БАЛЛОНОВ

Разработана технология и изготовлена опытная партия легких сварных баллонов на расчетное рабочее давление 150 МПа с полезным объемом 5,0 л и удельной массой 0,5 кг/л. Баллон изготавливается из сварной прямошовной цилиндрической обечайки, к которой привариваются сферические днища и горловина. Для изготовления деталей баллона используется листовая сталь 25ХГСА толщиной 2,0 мм с пределом прочности после заключительной термообработки всего изделия на уровне 1200 МПа. Для обеспечения стабильности качества сварных баллонов на всех стадиях термообработки контролировалось качество ее исполнения. Баллоны испытаны по специальной программе согласно требованиям ДНАОП 000-1.07–94.

Легкие сварные баллоны предназначены для хранения различных газов под давлением.

Выполнена конструкторская разработка и опытно-промышленная проверка.

УДК 621.791:669.14/.15

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА СВАРКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

В. А. КОСТИН, канд. техн. наук, академик НАН Украины **Г. М. ГРИГОРЕНКО**,
В. Д. ПОЗНЯКОВ, д-р техн. наук, **С. Л. ЖДАНОВ**, канд. техн. наук,
Т. Г. СОЛОМИЙЧУК, **Т. А. ЗУБЕР**, **А. А. МАКСИМЕНКО**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние термического цикла сварки на микроструктуру и свойства металла зоны термического влияния новых сталей с карбидным и карбонитридным типом упрочнения — 06ГБД, 10Г2ФБ, 15ХСАТЮД. Показано, что под влиянием термического цикла сварки в достаточно широком диапазоне скоростей охлаждения ($w_{6/5}$ = 10…30 °С/с) образуется оптимальный комплекс ферритно-бейнитных структур, характеризующийся показателями прочности, пластичности и хладостойкости на уровне требований, предъявляемых к основному металлу класса прочности С440.

Ключевые слова: дуговая сварка, конструкционные стали, карбонитридное упрочнение, термический цикл сварки, Gleeble 3800, микроструктура, бейнит, МАК-фаза, механические свойства

В настоящее время транспортное машиностроение и строительная индустрия Украины являются основными потребителями сталей повышенной прочности с пределом текучести до 400 МПа. Однако сегодня они по ряду объективных факторов уже не удовлетворяют требованиям скоростного движения транспорта и современным концепциям градостроительства как по уровню прочности, так и ударной вязкости.

В последние годы в содружестве с металлургами ИЭС им. Е. О. Патона на основе принципа карбидного и карбонитридного упрочнения разработан ряд новых сталей с пределом текучести 440…590 МПа [1, 2].

Поскольку сварка является основным технологическим процессом изготовления конструкций из этих сталей, повышенные потребительские характеристики новых сталей (по уровню прочности и ударной вязкости) должны быть сохранены и в сварных соединениях. Однако формирование в свариваемом металле зоны термического влияния (ЗТВ) приводит к деградации механических свойств под воздействием термического цикла сварки (ТЦС) как в результате роста зерна, так и в связи с образованием закалочных структур. Широкому внедрению новых сталей должны предшествовать глубокие всесторонние исследования реакции этих сталей на ТЦС.

Имеющиеся в литературе отрывочные сведения об особенностях структурных изменений в новых сталях с карбидным и карбонитридным упрочнением в условиях ТЦС являются явно недостаточными [3, 4].

Кроме того, явно возросшие требования к уровню ударной вязкости к новым сталям класса прочности С345-440 (KCU_{-40} = 39 Дж/см^2, KCU_{-70} = 34 Дж/см^2 по ГОСТ 27772–88) требуют изучения влияния ТЦС на уровень прочности и ударной вязкости металла ЗТВ.

Цель настоящей работы состояла в исследовании закономерностей формирования структуры металла ЗТВ под воздействием ТЦС, оценки влияния микроструктуры на механические свойства и ударную вязкость в этой зоне для выбора оптимальных режимов сварки, обеспечивающих высокие служебные характеристики сварного соединения.

Химический состав исследуемых марок сталей приведен в табл. 1. Стали 10Г2ФБ и 06ГБД относятся к сталям с карбидным типом упрочнения, а сталь 15ХСАТЮД — с карбонитридным. Ме-

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей, мас. %

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Ti	Nb
15ХСАТЮД (δ = 12 мм, класс прочности С345 по ГОСТ 27772)	0,145	1,12	0,76	0,56	0,03	—
10Г2ФБ (δ = 18,7 мм, класс прочности К60 по ТУ 1381-009-47966425–2007)	0,079	0,25	1,57	0,04	—	0,05
06ГБД (δ = 20 мм, класс прочности С390 по ТУ У 27.1-05416923-085:2006)	0,066	0,19	1,23	0,22	—	0,03

© В. А. Костин, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков, С. Л. Жданов, Т. Г. Соломийчук, Т. А. Зубер, А. А. Максименко, 2012

Окончание табл. 1

Марка стали	Mo	Cu	V	Al	N	S	P
15ХСАТЮД (δ = 12 мм, класс прочности С345 по ГОСТ 27772)	—	0,31	—	0,041	0,015	0,029	0,026
10Г2ФБ (δ = 18,7 мм, класс прочности К60 по ТУ 1381-009-47966425–2007)	0,19	≤ 0,02	0,05	0,032	0,006	0,007	0,013
06ГБД (δ = 20 мм, класс прочности С390 по ТУ У 27.1-05416923-085:2006)	0,13	0,22	—	—	0,006	0,009	0,010

Таблица 2. Механические свойства исследуемых сталей

Марка стали	Вдоль проката				Поперек проката			
	$\sigma_т$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ_5, %	ψ, %	$\sigma_т$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ_5, %	ψ, %
15ХСАТЮД	411	564	33,1	64,5	407	560	30,7	52,4
10Г2ФБ	576	660	25,1	62,3	521	608	25,4	64,8
06ГБД	400	578	30	84	—	—	—	—

ханические свойства сталей в состоянии поставки приведены в табл. 2, 3.

С целью оценки влияния ТЦС на структуру металла ЗТВ сварных соединений были проведены исследования модельных образцов на установке имитации термодеформационного цикла сварки Gleeble 3800. Для этого образцы диаметром 6 мм и длиной 86 мм нагревали в быстродействующем дилатометре до температуры 1350 °С со скоростью 150 °С/с. Затем их охлаждали в соответствии с заданными термическими циклами, характерными для базовых режимов дуговой сварки исследуемых сталей, со скоростью $w_{6/5}$, изменяющейся от 1 до 60 °С/с. По результатам дилатометрических исследований были построены диаграммы распада аустенита исследуемых сталей (рис. 1). Влияние ТЦС на механические свойства и ударную вязкость исследуемых сталей оценивали путем термообработки модельных образцов на установке МСР-75 по методике, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона [5].

Обработку результатов дилатометрического анализа и построение диаграмм выполняли по общепринятой методике. Количественный расчет соотношения продуктов превращения проводили по дилатометрическим кривым методом отрезков [6].

Металлографические исследования проводили с помощью светового микроскопа «Neophot-32». Выявление микроструктуры осуществляли путем травления в нитале (4%-м растворе азотной кислоты в спирте). Твердость измеряли по Виккерсу при нагрузке 50 Н. Структурные составляющие подсчитывали методом полей по ГОСТ 8233–56.

Анализ микроструктуры показал, что сталь 15ХСАТЮД в исходном состоянии имеет ферритно-перлитную структуру разной дисперсности, с разным количеством перлита и явно выраженную строчечность (рис. 2, *а*). Размер зерен соответствует 4 баллу (71…97 мкм). Металл этой стали содержит большое количество неметаллических включений, преимущественно сульфидов марганца, которые располагаются в ферритных участках.

Микроструктура образцов стали 10Г2ФБ в состоянии поставки имеет ферритно-бейнитную структуру с небольшим количеством перлита, полученного в результате применения технологии термоупрочнения проката. Структура состоит из участков полигонального феррита, отпущенного бейнита и мелкодисперсного перлита (рис. 2, *б*). Балл зерна 4-5. Для стали 10Г2ФБ характерна текстура проката и строчечная разнозернистость.

Микроструктура образцов стали 06ГБД представляет собой мелкодисперсную ферритно-перлитную структуру с размером зерна 5…15 мкм (рис. 2, *в*). Наблюдается некоторая разнозернистость ферритных зерен, размер которых соответствует 4-6 баллу (40…80 мкм). Мелкодисперсный перлит наблюдается в виде отдельных изолированных участков по границам и на стыке ферритных зерен. Малое количество углерода (0,06 %) и наблюдаемые различия в цвете перлита позволяют предположить, что отдельные участки (более светлые) представляют собой участки мартенсито-аустенитно-карбидных комплексов (МАК-фазы). В микроструктуре полностью отсутствует текстура прокатки.

Таблица 3. Испытания на ударный изгиб исследуемых сталей

Марка стали	Направление проката	*KCU*, Дж/см^2, при температуре, °С			*KCV*, Дж/см^2, при температуре, °С		
		20	–40	–60	20	–40	–60
15ХСАТЮД	Вдоль	120	72	65	84	26	14
	Поперек	82	44	40	46	25	15
10Г2ФБ	Вдоль	346	347	324	344	346	345
	Поперек	345	279	220	323	256	204
06ГБД	Вдоль	348	348	—	349	317	—

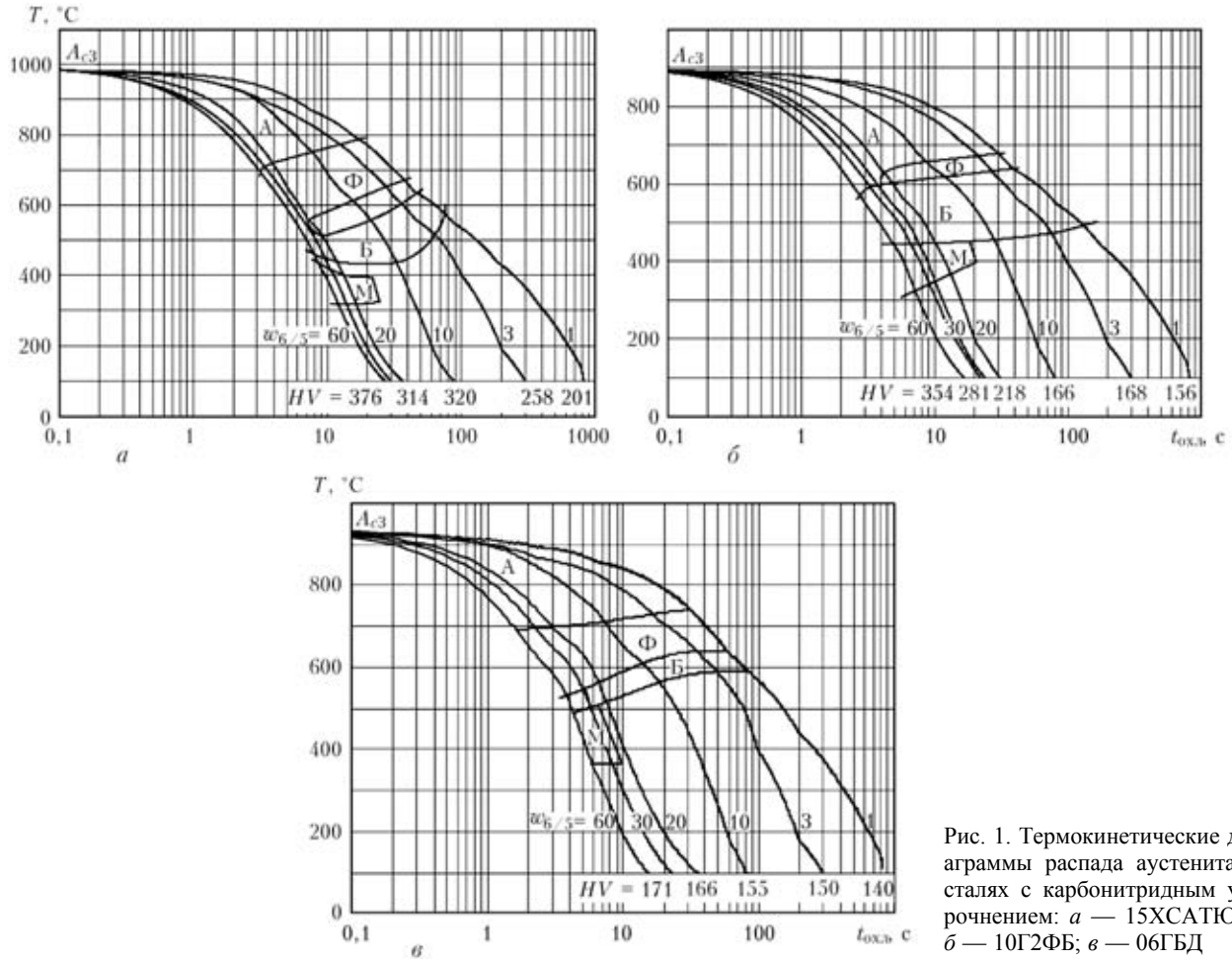


Рис. 1. Термокинетические диаграммы распада аустенита в сталях с карбонитридным упрочнением: *а* — 15ХСАТЮД; *б* — 10Г2ФБ; *в* — 06ГБД

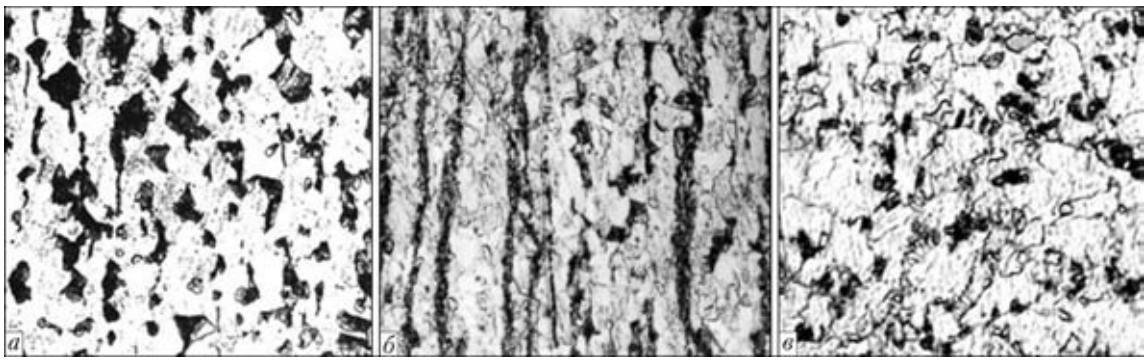


Рис. 2. Микроструктуры (×500) исследуемых сталей: *а* — 15ХСАТЮД; *б* — 10Г2ФБ; *в* — 06ГБД

Вязкость сталей с карбонитридным упрочнением в состоянии поставки оценивали на стандартных образцах с U- и V-надрезом на ударный изгиб согласно ГОСТ 9454–78. Полученные результаты свидетельствуют, что у сталей 10Г2ФБ и 06ГБД запас вязкости намного выше, чем у стали 15ХСАТЮД, а температура перехода в хрупкое состояние ниже –60 °С (табл. 3).

Металлографический анализ образцов-имитаторов зоны перегрева из стали 15ХСАТЮД показал, что превращение аустенита при непрерывном охлаждении их со скоростью 3 °С/с происходит в ферритной, перлитной и бейнитной областях. Поэтому в структуре этой стали достаточно много феррита (рис. 3, *а*). Доэвтектоидный феррит полигональной морфологии выделился по границам аустенитных зерен, а участки выделений перлита наблюдаются на стыке ферритных зерен или внутри них. Локально встречается видманштеттовый феррит. Внутри аустенитных зерен этих сталей структура идентифицирована как глобулярный бейнит. Эти изменения структуры приводят к монотонному снижению показателей пластичности и ударной вязкости при температуре ниже 0 °С.

У образцов из стали 10Г2ФБ при охлаждении со скоростью 3 °С/с сформировалась наиболее крупнозернистая структура (рис. 3, *б*). По грани-

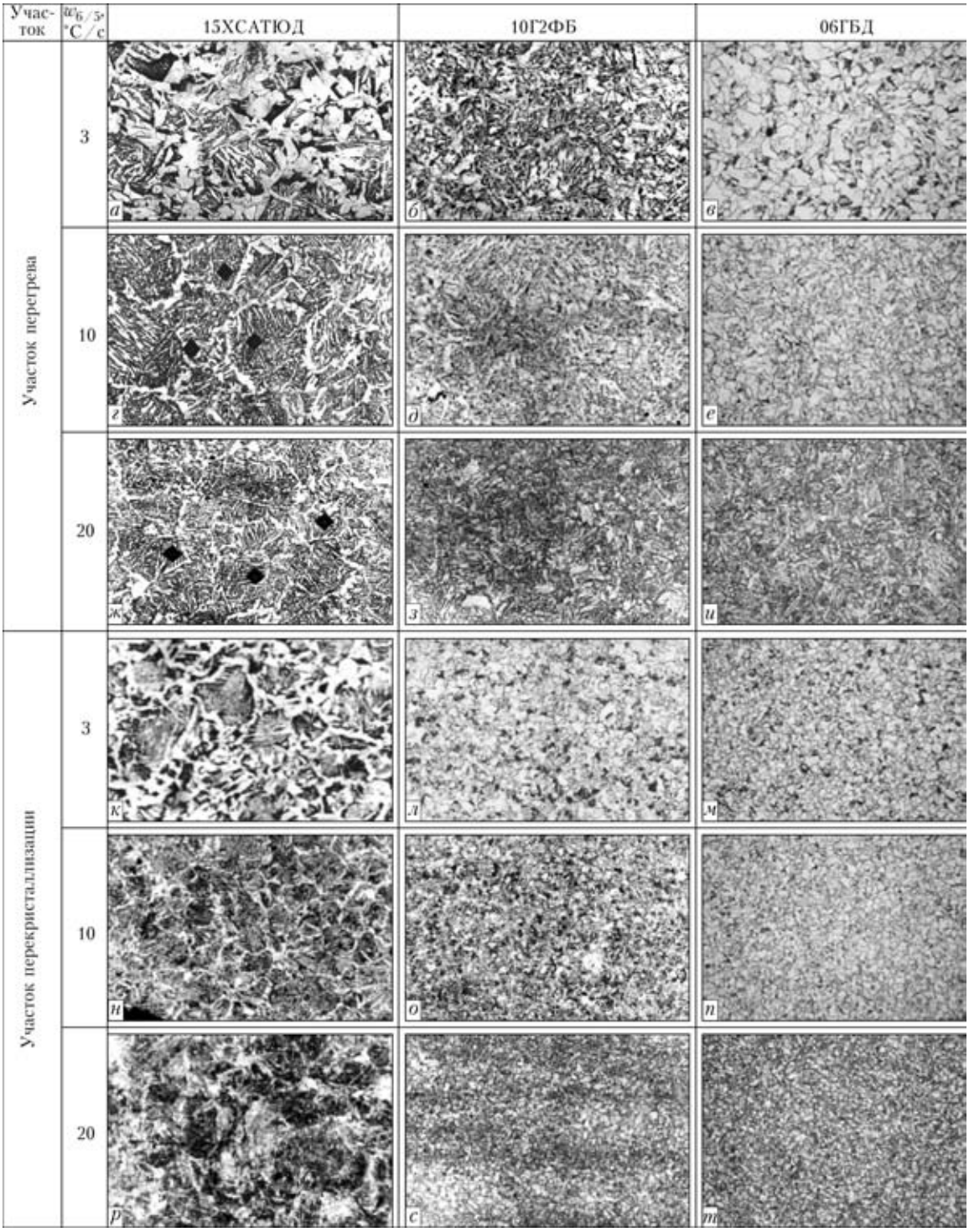


Рис. 3. Влияние скорости охлаждения на микроструктуру (×500) имитированных участков металла ЗТВ (зоны перегрева и перекристаллизации): *а–т* см. в тексте

цам зерен выделяется доэвтектоидный полигональный феррит и перлит, а внутри зерен формируется бейнит двух морфологических разновидностей: высокотемпературный (низкоуглеродистый) с микротвердостью 1850…2030 МПа и низкотемпературный с микротвердостью 2140…2430 МПа. Изредка внутри зерен наблюдаются участки игольчатого феррита. Такое изменение структуры приводит к резкому падению хладостойкости металла ЗТВ при температуре –20 °С и ниже (рис. 4), а также повышению прочностных показателей (рис. 5) и снижению значений относительного удлинения с незначительным повышением значений относительного сужения (рис. 6).

На стали 06ГБД при охлаждении со скоростью 3 °С/с наблюдается разнозеренная ферритно-бейнитная структура (рис. 3, *в*). Образование бейнита происходит в участках с повышенным содержанием углерода (бывших участках перлитных зерен). Относительно крупные зерна феррита (8 балл, около

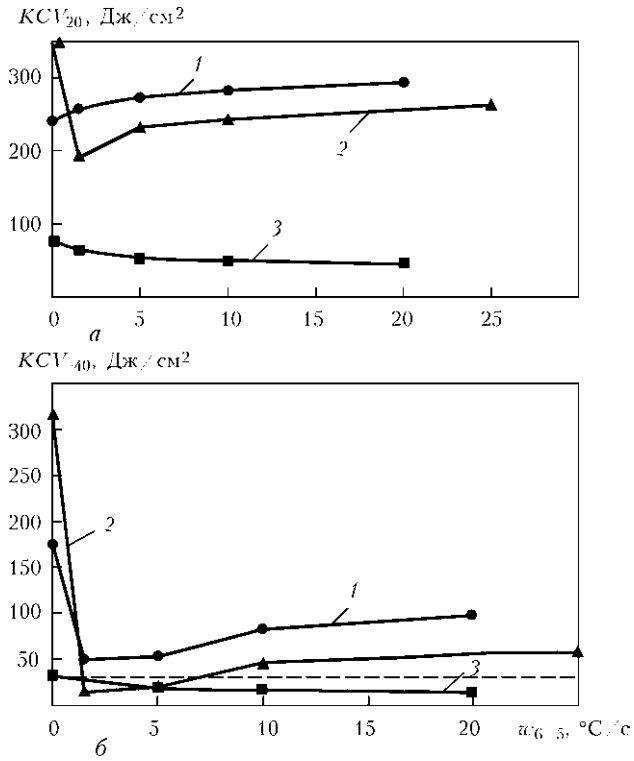


Рис. 4. Зависимость показателей ударной вязкости (*KCV*) металла ЗТВ скорости его охлаждения $w_{6/5}$ при 20 (*а*) и –40 °С (*б*): *1* — 06ГБД; *2* — 10Г2ФБ; *3* — 15ХСАТЮД (штриховая линия — класс прочности С440)

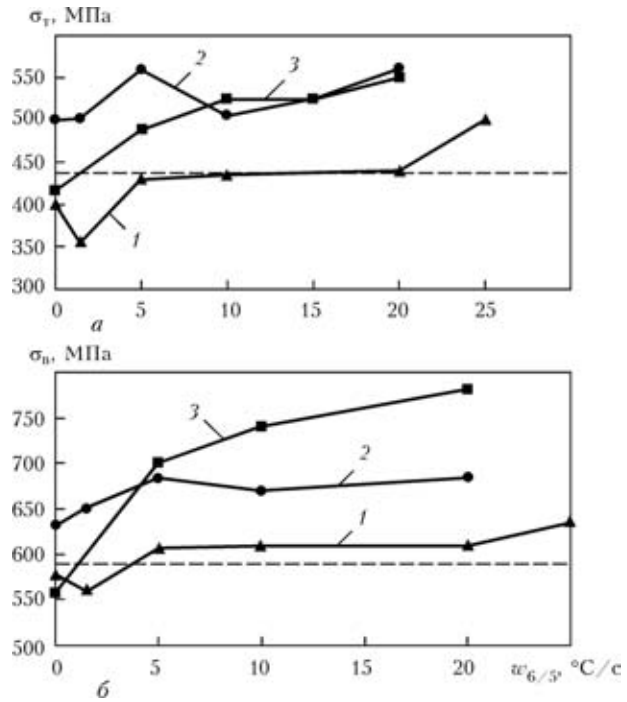


Рис. 5. Зависимость прочностных свойств (*а*, *б*) металла ЗТВ от скорости его охлаждения (обозначения те же, что и на рис. 4)

20…22 мкм) по границам окружены равномерно распределенными более мелкими бейнитными зернами (10 балл, 10 мкм). Микротвердость бейнита составляет порядка 1820…1890 МПа.

С увеличением скорости охлаждения до 10 °С/с условия для процесса гомогенизации аустенита становятся менее благоприятными, чем при $w_{6/5}$ = 3 °С/с. В связи с этим в структуре стали 15ХСАТЮД увеличивается количество бейнитной составляющей, резко уменьшается количество структурно-свободного феррита и перлита (см. рис. 3, *г*, *н*), что приводит к повышению показателей прочности металла ЗТВ и снижению его пластических свойств.

Структурно-свободный доэвтектоидный феррит выделяется в виде сетки по границам зерен аустенита, а перлит изредка встречается по соседству с зернами феррита. Бейнит был идентифицирован как зеренный. Размер зерен бейнита при скорости охлаждения $w_{6/5}$ = 3 °С/с практически не изменился.

Результаты металлографического анализа микроструктуры образцов-имитаторов из стали 15ХСАТЮД, сформировавшейся при $w_{6/5}$ = = 10 °С/с, свидетельствуют, что при увеличении скорости охлаждения возрастает переохлаждение аустенита, в результате чего повышается его устойчи-вость и снижаются температура превращения как феррита с 800 до 750 °С, так и бейнита с 630 до 550 °С. Растет количество бейнитной составляющей. Увеличение количества бейнита в структуре обусловливает повышение твердости на участке полной перекристаллизации, а также показателей прочности. В то же время показатели пластичности и ударной вязкости (рис. 4) снижаются.

Охлаждение стали 10Г2ФБ со скоростью 10 °С/с приводит к уменьшению ширины участка со структурой перегрева и измельчению зерен.

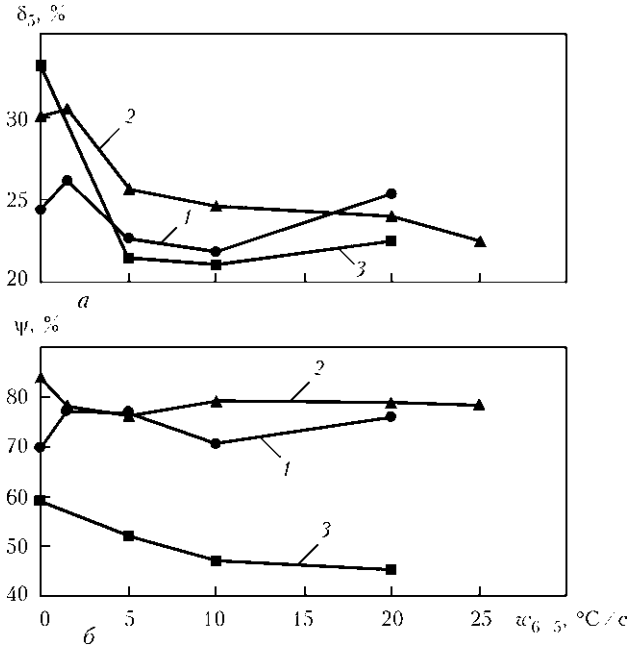


Рис. 6. Зависимость пластических свойств (*а*, *б*) металла ЗТВ от скорости его охлаждения (обозначения те же, что и на рис. 4)

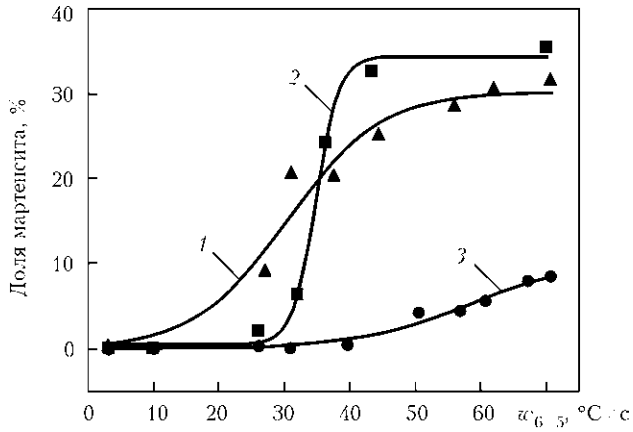


Рис. 7. Влияние скорости охлаждения на долю мартенситной составляющей в исследуемых сталях: *1* — 15ХСАТЮД; *2* — 10Г2ФБ; *3* — 06ГБД

Структурные изменения по сравнению со скоростью охлаждения 3 °С/с в данном случае способствуют уменьшению количества доэвтектоидного полигонального феррита и низкоуглеродистого бейнита и увеличению количества высокоуглеродистого бейнита (см. рис. 3, *д*, *о*). Перлитное превращение при этой скорости почти полностью отсутствует. Температуры превращения феррита и бейнита снижаются меньше, чем в стали 15ХСАТЮД. Такой характер микроструктуры приводит к небольшому росту показателей ударной вязкости (см. рис. 4), показатели прочности и относительного сужения находятся на уровне основного металла (см. рис. 5, 6), а значения относительного удлинения снижали до 21 % (см. рис. 6).

Результаты металлографического анализа стали 06ГБД, сформировавшейся при $w_{6/5}$ = 10 °С/с, показывают, что она состоит из феррита, бейнита и незначительных участков выделений МАК-фазы (около 1 %, табл. 4).

Бейнитные зерна наблюдаются в виде вытянутых пластин верхнего бейнита, сформировавшихся как по границам ферритных зерен, так и сохранившихся равноосных участков зеренного бейнита (см. рис. 3, *е*, *п*). С повышением скорости охлаждения до $w_{6/5}$ = 10 °С/с возрастает микротвердость бейнитной структуры до 2190 МПа в основном за счет увеличения количества ее высокотемпературной разновидности. Расположение МАК-фазы в структуре равномерное. Изменение температур фазовых превращений оказывается незначительным (снижение примерно на 20…30 °С).

Анализ микроструктуры образцов-имитаторов из стали 15ХСАТЮД, сформировавшейся в результате охлаждения со скоростью $w_{6/5}$ = 20 °С/с (см. рис. 3, *ж*, *р*), показал сложное сочетание бейнита зеренной и пластинчатой морфологии, а также доэвтектоидного и незначительного количества игольчатого феррита. Микротвердость бейнита изменяется от 2150…2200 (для зеренного бейнита) до 1930…1980 МПа (для пластинчатого).

Таблица 4. Доля структурных составляющих в стали 06ГБД при различных скоростях охлаждения, %

Скорость охлаждения, °С/с	Феррит	Бейнит	МАК-фаза
3	94,1	5,9	—
10	79,29	19,51	1,2
20	68,09	27,76	4,15

В микроструктуре образцов из стали 10Г2ФБ, сформировавшейся в результате охлаждения со скоростью $w_{6/5}$ = 20 °С/с, наблюдается дальнейшее уменьшение ширины участка, имитирующего зону перегрева, при снижении размера зерна. В структуре имитированного участка доэвтектоидный полигональный феррит по границам зерен встречается редко. Основными составляющими структуры такого металла являются низкотемпературный бейнит (зеренный с микротвердостью 2100…2360 МПа) и в меньшей степени высокотемпературный бейнит (1850…2030 МПа) (см. рис. 3, *з*, *с*). Показатели прочности, пластичности и хладостойкости почти не изменились.

Охлаждение стали 06ГБД со скоростью $w_{6/5}$ = = 20 °С/с приводит к дальнейшему увеличению количества продуктов промежуточного превращения (бейнита и МАК-фазы, табл. 4). Микротвердость бейнитной составляющей возрастает до 2220…2390 МПа (см. рис. 3, *и*, *т*). Показатели прочности и ударной вязкости в стали 06ГБД остаются на уровне стали 10Г2ФБ.

Дальнейшее увеличение скорости охлаждения (свыше 30 °С/с) в сталях 15ХСАТЮД и 10Г2ФБ приводит к образованию и росту доли мартенситной составляющей в общем комплексе микроструктур (рис. 7), что резко снижает показатели их ударной вязкости и пластичности. В стали 06ГБД из-за малого содержания углерода (0,06 %) мартенситная составляющая практически не образуется, что хорошо согласуется с результатами механических испытаний.

Сопоставление результатов механических свойств образцов, имитирующих ЗТВ исследуемых сталей (см. рис. 4–6), показывает, что увеличение скорости охлаждения приводит к постепенному росту предела текучести и прочности, а также снижению пластичности за счет увеличения мартенситной составляющей. Наибольшее влияние ТЦС оказывает на ударную вязкость при отрицательных температурах (см. рис. 4, *б*). В стали 10Г2ФБ ударная вязкость KCV_{-40} уменьшается с 320 до 25 Дж/см^2, в стали 06ГБД — со 170 до 50 Дж/см^2, а в стали 15ХСАТЮД — с 46 до 22 Дж/см^2 уже при скорости охлаждения 1 °С/с. Столь резкое падение вязкости сталей с карбидным упрочнением может быть связано с частич-

ным растворением карбидных фаз в процессе ТЦС [7]. При дальнейшем повышении скорости охлаждения с 1 до 30 °С/с вязкость образцов несколько повышается за счет изменения морфологии бейнитной структуры от пластинчатой до зеренной.

При испытаниях на ударный изгиб стандартных образцов с U-подобным надрезом все исследуемые стали показали хорошую вязкость ($KCU_{-40} \geq 50$ Дж/см^2). При испытаниях на ударный изгиб стандартных образцов с острым V-подобным надрезом ударные свойства при отрицательных температурах (до –40 °С) только стали с карбидным упрочнением 10Г2ФБ и 06ГБД при скоростях охлаждения 10…25 °С/с соответствуют требованиям ГОСТ 27772–88 для сталей класса прочности С345-440.

Ударная вязкость образцов-имитаторов стали 15ХСАТЮД с острым надрезом KCV_{-40} при скорости охлаждения 10 °С/с составляет 20 Дж/см^2, а при 25 °С/с — только 12 Дж/см^2, что связано с особенностями расположения карбонитридных частиц в процессе вторичного выделения [8]. Исследования показывают необходимость корректировки химического состава стали 15ХСАТЮД с целью повышения ее вязкости при воздействии ТЦС.

Результаты настоящих исследований послужили научным обоснованием для использования новой стали 06ГБД при строительстве автодорожного моста через вход в Гавань Подольского мостового перехода в Киеве [9] и стали типа 10Г2ФБ — в арочной конструкции перекрытий нового стадиона в Казани (Россия).

Выводы

1. В условиях имитации ТЦС со скоростями охлаждения 1…60 °С/с в исследуемых сталях 15ХСАТЮД, 10Г2ФБ и 06ГБД превращение аустенита происходит в ферритной, бейнитной и мартенситной областях.

2. При испытаниях на ударный изгиб стандартных образцов с U-подобным надрезом все исследуемые стали 15ХСАТЮД, 10Г2ФБ и 06ГБД показали высокие свойства (по ГОСТ KCU_{-60} > > 29,4 Дж/см^2). При испытаниях стандартных образцов с острым V-подобным надрезом только стали с карбидным упрочнением 10Г2ФБ и 06ГБД при скоростях охлаждения до 1 и 10…25 °С/с соответствуют требованиям (по ГОСТ KCV_{-40} > > 39 Дж/см^2).

3. Оптимальные значения механических характеристик и ударной вязкости у образцов сталей 10Г2ФБ и 06ГБД достигаются за счет формирования в них при скоростях охлаждения 10…25 °С/с ферритно-бейнитной структуры при незначительном количестве хрупкой мартенситной фазы.

1. *Матросов Ю. И., Литвиненко Д. А., Голованенко С. А.* Сталь для магистральных трубопроводов. — М.: Металлургия, 1989. — 228 с.
2. *Микролегированная* сталь для железнодорожных колес / С. Я. Шипицын, Ю. З. Бабаскин, И. Ф. Кирчу и др. // Сталь. — 2008. — № 9. — С. 76–79.
3. *Грецкий Ю. Я., Демченко Ю. В., Васильев В. Г.* Формирование структуры металла ЗТВ низкокремнистой стали с карбонитридным упрочнением // Автомат. сварка. — 1993. — № 9. — С. 3–5, 22.
4. *Структура* и свойства металла ЗТВ соединений низколегированных трубных сталей, модифицированных кальцием / И. В. Захарова, Е. А. Чичкарев, В. Г. Васильев и др. // Там же. — 2001. — № 8. — С. 18–21.
5. *Саржевский В. А., Сазонов В. Я.* Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75 // Там же. — 1981. — № 5. — С. 69–70.
6. *Steven W., Mayer G.* Continuous-cooling transformation diagrams of steels. Pt1 // J. the Iron and Steel Institute. — 1953. — **174**. — P. 33–45.
7. *Лившиц Л. С.* Металловедение для сварщиков (сварка сталей). — М.: Машиностроение, 1979. — 253 с.
8. *Идентификация* наночастиц карбида ниобия в стали 10Х13Г12С2Н2Д2Б / Д. С. Змиенко, И. А. Степанова, Е. И. Ярополова, А. Е. Корнеев // Зав. лаб. Диагн. матер. — 2008. — **74**, № 6. — С. 40–42.
9. *Впровадження* сучасних зварювальних матеріалів та технологій для зварювання прокату підвищеної міцності / О. Г. Синєок, А. М. Герасименко, В. Д. Рябоконь та ін. // Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту заліз. трансп. ім. акад. В. Лазаряна. — 2010. — Вип. 33. — С. 245–250.

Influence of thermal cycle of welding (TCW) on microstructure and properties of HAZ metal in new steels with carbide and carbonitride type of strengthening, namely 06GBD, 10G2FB, 15KhSATYuD, was studied. It is shown that under the influence of TCW an optimum complex of ferritic-beinitic structures forms in a rather broad range of cooling rates ($w_{6/5}$ = 10...30 ^{o}C/s), which is characterized by the values of strength, ductility and cold resistance on the level of requirements made of base metal of strength class C440.

Поступила в редакцию 17.09.2012

УДК 622.691.4.053 (571.56-17)

ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ КОЛЬЦЕВЫХ СТЫКОВ МАГИСТРАЛЬНОГО ГАЗОПРОВОДА ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ СЕВЕРА

Н. И. ГОЛИКОВ, канд. техн. наук, **В. В. ДМИТРИЕВ**, инж.
(Ин-т физ.-техн. проблем Севера им. В. П. Ларионова СО РАН, г. Якутск, РФ)

Экспериментально исследованы поля остаточных сварочных напряжений кольцевых стыков магистрального газопровода диаметром 530 мм и толщиной стенки 7 мм после длительной эксплуатации в условиях Севера. Показано, что в кольцевых сварных соединениях магистрального газопровода после 40 лет эксплуатации сохраняется высокий уровень растягивающих остаточных сварочных напряжений. В местах образования гофра остаточные сварочные напряжения могут достигать до 87 % предела текучести основного металла. Их необходимо учитывать при расчетах остаточного ресурса сварных магистральных трубопроводов.

Ключевые слова: сварные магистральные газопроводы, кольцевые стыки, зона термического влияния, остаточные растягивающие сварочные напряжения, гофр, ресурс

Срок эксплуатации некоторых участков действующих магистральных газопроводов Кысыл–Сыр–Мастах–Бэргэ–Якутск, которые вводились в эксплуатацию в 1967–1988 гг., достигает 40 лет. Сбор и обработка статистических данных по отказам магистрального газопровода ведутся с момента ввода в эксплуатацию. Анализ наиболее характерных причин отказов газопровода выявил, что более 50 % отказов приходится на сварные кольцевые швы с образованием сквозной трещины-свища. Изучение причин образования свищей показало, что основными очагами разрушений служат дефекты сварки корневого шва (непровары, поры, шлаки), являющиеся концентраторами напряжений [1].

Известно, что в процессе сварки монтажных стыков трубопроводов формируется напряженно-деформированное состояние, обусловленное полем остаточных сварочных напряжений (ОСН). Одной из особенностей сварки кольцевых швов цилиндрических оболочек является появление «проседания» шва, т. е. радиальных перемещений, приводящих к сужению диаметра трубы на участке сварного соединения. Вследствие этого происходит понижение кольцевых ОСН (σ_θ), а при некотором сочетании режимов сварки, свойств металла и параметров жесткости оболочки σ_θ в шве могут быть даже близкими к нулю. Осевые напряжения σ_z с внутренней стороны оболочки из-за изгиба оказываются растягивающими, а на поверхности металла с наружной стороны — сжимающими [2, 3]. Уровень растягивающих ОСН с внутренней стороны стенки оболочки может достигать предела текучести основного металла [4]. В работе [5] измерены кольцевые остаточные деформации сварного стыка трубы из аустенитной стали 10Х18Н10Т с помощью тензорезисторов (база 10 мм). По полученным данным в зоне 25…30 мм от центра шва на внутренней и наружной поверхностях трубы обнаружены растягивающие остаточные сварочные деформации. Таким образом, растягивающие ОСН кольцевых стыков труб являются одним из факторов, значительно влияющим на возникновение сквозных хрупких трещин в швах.

Известно, что при значительных упругопластических деформациях происходит практически полная релаксация ОСН. В связи с этим в области квазистатического разрушения ОСН не влияют на циклическую прочность сварного соединения. При нагрузках соответствующих областей малоцикловой усталости релаксация ОСН обычно происходит достаточно интенсивно в течение нескольких первых циклов [6]. В то же время практически отсутствуют сведения относительно исследований релаксации ОСН при длительной эксплуатации конструкций. В ходе эксплуатации вследствие резкого температурного перепада, структурных изменений и упругопластического деформирования изменяются поля распределения ОСН сварных соединений стыков труб. В связи с этим были проведены исследования ОСН кольцевых стыков магистрального газопровода диаметром 530 мм, толщиной стенки 7 мм, эксплуатировавшегося около 40 лет.

Измерения ОСН в приповерхностных слоях трубы с внутренней и наружной сторон проводили с помощью переносного рентгеновского определителя напряжений.

© Н. И. Голиков, В. В. Дмитриев, 2012

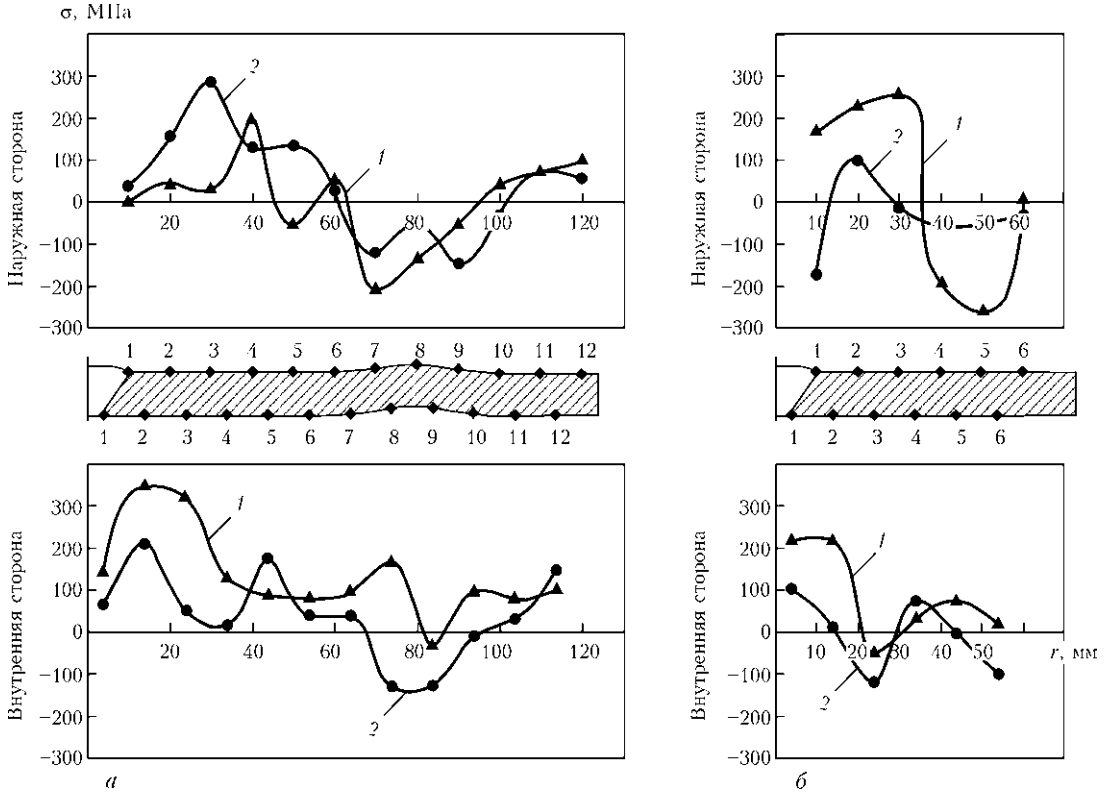


Рис. 1. Распределение остаточных сварочных напряжений кольцевого стыка первой катушки газопровода диаметром 530 мм со стороны гофра (*а*) и недеформированного участка (*б*): *1* — осевые; *2* — кольцевые напряжения

Первая катушка фрагмента трубы с кольцевым стыком была вырезана из участка магистрального газопровода Бэргэ–Якутск из-за образования в ней гофра в процессе эксплуатации. Механические характеристики основного металла трубы следующие: $\sigma_в$ = 501 МПа; $\sigma_т$ = 383 МПа; δ = 24,9%. По результатам механических испытаний и спектрального анализа металл трубы соответствует низколегированной стали марки 09Г2С.

Режимы сварки магистрального газопровода даны в монографии академика В. П. Ларионова [7]. Сварку выполняли в три слоя с применением сварочной проволоки Св-10Г2 (диаметр 2 мм) под флюсом АН-348А, прокаленным при температуре 250…300 °С в течение 1,5 ч, при следующих режимах: $I_{св}$ = 440…500 А, $U_{св}$ = 38…42 В, $v_{св}$ = = 32…35 м/ч. Это обеспечивало уровень погонной энергии в пределах 1600…1900 кДж/м, являющийся оптимальным для получения сварного соединения с требуемой хладостойкостью. Усиление шва составляло 2…3 мм с плавным переходом к основному металлу, ширина шва — 18…20 мм.

В процессе эксплуатации газопровода на расстоянии 80 мм от сварного соединения образовался гофр длиной 520 мм и высотой 7 мм. Измерения ОСН проводили на участке гофра, а также на недеформированном участке с противоположной стороны трубы. По результатам измерений с наружной стороны трубы было установлено (рис. 1, *а*), что на расстоянии 30 мм от центра шва наблюдаются значительные растягивающие напряжения, достигающие в кольцевом направлении 300 МПа, а в осевом (на расстоянии 40 мм) — до 200 МПа. Вблизи гофра характер изменения напряжений следующий: имеются значительные сжимающие напряжения в кольцевом и осевом направлениях, достигающие 150…200 МПа. На внутренней поверхности стенки трубы в околошовной зоне наблюдается высокий уровень растягивающих ОСН в осевом направлении, достигающих 350 МПа. В точках вблизи гофра имеют место сжимающие напряжения в кольцевом направлении (до 150 МПа) и незначительные напряжения — в осевом.

Таким образом, вследствие появления гофра на участке термического влияния сварного шва во внутренних и наружных приповерхностных слоях наблюдаются значительные растягивающие напряжения.

На участке с противоположной стороны на наружной поверхности трубы наблюдается (рис. 1, *б*) высокий уровень растягивающих и сжимающих напряжений в осевом направлении, максимально достигающих 250 МПа. На внутренней поверхности трубы уровень ОСН на расстоянии 15 мм составляет 230 МПа.

Вторая катушка была вырезана из участка магистрального газопровода, где произошла авария. Она представляет собой раскрытие металла вдоль трубопровода с наружной стороны с многочисленными ветвлениями трещины на месте монтаж-

Рис. 2. Общий вид разрушения магистрального газопровода Бэргэ–Якутск

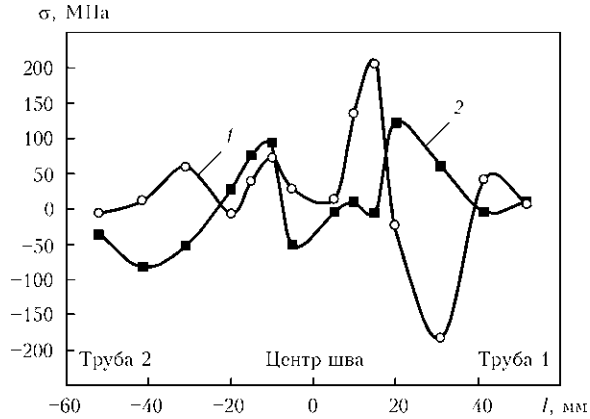


Рис. 3. Распределение ОСН в кольцевом стыке второй катушки газопровода диаметром 530 мм: *1* — кольцевые; *2* — осевые напряжения

ного кольцевого шва (рис. 2). После аварии были собраны фрагменты разрушения общей протяженностью 2160 мм. Кольцевой шов разорван поперек на четыре отдельных участка: 1010, 235, 315, 127 мм соответственно. Общая длина шва по периметру составляет 1687 мм. Разрушение носило взрывной характер без возгорания. Распространение трещин происходило по механизму отрыва на местах остановки трещины, переходящим в механизм сдвига с пластическими составляющими.

Исследование поверхности излома разрушения труб показало, что очаг разрушения расположен с внутренней стороны трубы, перпендикулярно кольцевому шву в зоне термического влияния на месте соединения основного металла и сварного шва и имеет достаточную протяженность и долговременность роста трещины. Поверхность излома разрушения свидетельствует о длительном развитии трещины.

Трещина имела остановку при переходе к основному металлу, о чем свидетельствует переходная зона. Затем трещина начала продвижение в глубь основного материала, где наблюдались радиальные рубцы, исходящие от этой зоны и перешедшие впоследствии в магистральную трещину, которая имела шевронный узор. Трещина более длительно и равномерно развивалась в направлении, перпендикулярном основному металлу, под действием максимальных растягивающих напряжений, которые характеризуются усталостными бороздками. Она остановилась непосредственно в сварном шве, что свидетельствует о достаточной сопротивляемости металла сварного шва распространению трещины по сравнению с основным металлом.

Вследствие того, что очаг разрушения расположен с внутренней стороны трубы перпендикулярно кольцевому шву, в зоне термического влияния были исследованы ОСН внутренних приповерхностных слоев трубы. Разрушению подвергалась верхняя часть газопровода, поэтому из оставшегося в траншее участка с кольцевым швом была вырезана проба размером 600×700 мм. По результатам измерений уровень кольцевых ОСН на расстоянии 15 мм от центра шва достигает 210 МПа, что составляет 65 % предела текучести. После химического анализа стали трубы выяснилось, что использовали стали двух разных марок 09Г2С (труба 2) и 17Г1С (труба 1). Как видно из рис. 3, распределение ОСН относительно центра шва несимметрично. Несимметричность распределения ОСН объясняется различным химическим составом труб.

Таким образом, проведенные исследования позволяют установить, что в кольцевых сварных соединениях магистрального газопровода диаметром 530 мм после его 40-летней эксплуатации сохраняется высокий уровень растягивающих ОСН. В местах образования гофра ОСН могут достигать 87 % предела текучести основного металла. Максимальный уровень кольцевых напряжений в пробе, вырезанной из участка магистрального газопровода, где произошла авария, достигает 65 % предела текучести. Следовательно, при расчетах остаточного ресурса кольцевых сварных соединений магистральных трубопроводов необходимо учитывать ОСН, а степень их влияния на усталостную прочность зависит от материала трубы.

Работа выполнена в рамках проекта фундаментальных исследований, проводимых СО РАН совместно с УрО РАН в 2012–2014 гг., проект № 27.

1. *Эксплуатация* магистральных газопроводов в условиях Севера / А. В. Лыглаев, А. И. Левин, И. А. Корнев и др. // Газ. пром-сть. — 2001. — № 8. — С. 37–39.
2. *Винокуров В. А., Григорьянц А. Г.* Теория сварочных деформаций и напряжений. — М.: Машиностроение, 1984. — 284 с.
3. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
4. *Аммосов А. П., Голиков Н. И.* Диагностика сварных соединений действующих магистральных трубопроводов надземной прокладки, эксплуатируемых в условиях Севера // Контроль. Диагностика. — 1999. — № 9. — С. 13–17.
5. *Остаточные* сварочные напряжения в зоне кольцевых сварных стыков трубопроводов из аустенитной стали /

В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, В. М. Шекера и др. // Автомат. сварка. — 1998. — № 11. — С. 32–39.
6. *Игнатьева В. С., Кулахметьев Р. Р., Ларионов В. В.* Влияние остаточных напряжений на развитие усталостной трещины в области сварного стыкового шва // Там же. — 1985. — № 1. — С. 1–4.
7. *Ларионов В. П.* Электродуговая сварка конструкций в северном исполнении. — Новосибирск: Наука, 1986. — 256 с.

Fields of residual welding stresses in circumferential butt joints of the main pipelines of 520 mm diameter with 7 mm wall thickness after long-term service under the North conditions were experimentally studied. It is shown that a high level of tensile residual welding stresses is preserved in circumferential welded joints of the main gas pipelines after 40 years of service. In sites of corrugation formation the residual welding stresses may reach 87 % of base metal yield point. Residual stresses should be taken into account at calculations of residual life of circumferential welded joints on the main pipelines.

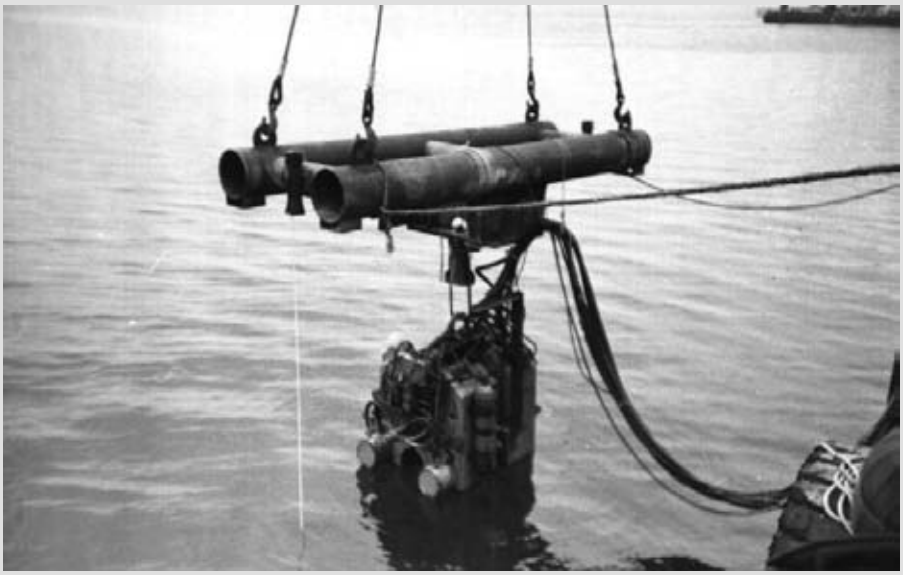
Поступила в редакцию 27.10.2012

РАЗРАБОТАНО В ИЭС

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ АВТОМАТИЧЕСКОЙ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКИ ОПЛАВЛЕНИЕМ ТРУБОПРОВОДОВ

В ИЭС разработаны технологии и оборудование для стыковой сварки непрерывным оплавлением трубопроводов диаметром от 57 до 1420 мм. С применением этих технологий сварено более 70 тыс. км газо- и нефтепроводов, в том числе в условиях Крайнего Севера России, пустынь Ирака и Туркмении. Технологии контактной стыковой сварки имеют следующие преимущества:

- высокое и стабильное качество сварных соединений, соответствующее требованиям международных стандартов;
- высокая производительность — 6… 12 стыков в час;
- сварка выполняется без вспомогательных материалов;
- для торцов труб не требуется специальная разделка под сварку;
- процесс сварки полностью автоматизирован, что обеспечивает стабильное воспроизведение заданных режимов;
- компьютеризированная система контроля режима сварки обеспечивает высокую достоверность оценки качества соединений.



УДК 621.791.75.01

ОБРАЗОВАНИЕ ШПИНЕЛИ В РАСПЛАВЕ АГЛОМЕРИРОВАННОГО СВАРОЧНОГО ФЛЮСА СИСТЕМЫ $MgO–Al_2O_3–SiO_2–CaF_2$ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ВЯЗКОСТЬ ШЛАКА

И. А. ГОНЧАРОВ[1], канд. техн. наук, **В. Э. СОКОЛЬСКИЙ**[2], д-р хим. наук,
А. О. ДАВИДЕНКО[2], инж., **В. И. ГАЛИНИЧ**[1], **Д. Д. МИЩЕНКО**[1], кандидаты техн. наук
([1]Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
[2]Нац. ун-т им. Тараса Шевченко)

Проведенные рентгенографические исследования строения агломерированного флюса системы $MgO–Al_2O_3–SiO_2–CaF_2$ в твердом и расплавленном состояниях свидетельствуют, что в области температур выше 1200 °С в шлаковом расплаве образуется твердая шпинельная фаза Al_2MgO_4, температура плавления которой составляет 2105 °С. Она определяет физико-химические свойства расплава, в частности плавный характер изменения вязкости в области температур 1180…1540 °С. Манипулируя соотношением и концентрацией шпинелеобразующих компонентов Al_2O_3 и MgO можно достигать оптимальных значений температурной зависимости вязкости шлакового расплава и на этой основе создавать сварочные флюсы с прогнозируемыми технологическими свойствами.

Ключевые слова: сварка, агломерированный флюс, строение шлаковых расплавов, вязкость, дифракционные исследования, шпинель

В последние годы стали обычной прочности постепенно вытесняются сталями повышенной прочности и высокопрочными сталями. Сварка таких сталей нуждается в применении ряда соответствующих металлургических процессов и материалов.

При сварке сталей обычной прочности применяют флюсы шлаковой системы $MnO–SiO_2–CaF_2$, которые имеют хорошие сварочно-технологические свойства. Последние достигаются благодаря тому, что строение расплавов этих флюсов определяется силикатным каркасом различной степени полимеризации, который в свою очередь определяет физико-химические свойства шлака в расплавленном состоянии при температурах существования сварочной ванны. Для формирования бездефектных швов при сварке под флюсом перед шлаковой ванной стоит задача гасить колебания металлической ванны. Поэтому шлаки должны характеризоваться плавным повышением вязкости при снижении температуры, т. е. быть «длинными» [1]. Однако марганцево-силикатные флюсы при хороших технологических свойствах имеют ограниченные возможности влияния на показатели механических свойств металла шва, в частности ударную вязкость. Это связано с тем, что при сварке под этими флюсами идут нежелательные для сталей повышенной прочности процессы формирования силикатных неметаллических включений и восстановления кремния в металле шва. Для достижения требуемых при сварке высокопрочных сталей показателей механических свойств обычно используют высокоосновные флюсы с повышенным содержанием оксида и фторида кальция. Однако они не обеспечивают стабильности процесса сварки и качественного формирования швов при многодуговой сварке труб на скорости свыше 100 м/ч, поскольку в отличие от марганцево-силикатных флюсов являются «короткими».

Все более широкое применение при сварке высокопрочных сталей и сталей повышенной прочности находят агломерированные флюсы. Это объясняется более широкими металлургическими возможностями их влияния на металл сварочной ванны. В целом вопросы металлургии сварки низколегированных высокопрочных сталей под агломерированными флюсами довольно подробно изучены в работах И. К. Походни [2], Д. Ольсена [3], Т. Эгара [4] и др. При этом работ, посвященных фундаментальным исследованиям строения, физико-химических свойств шлаковых расплавов в их связи с технологическими свойствами сварочных флюсов, почти нет.

Сварочные шлаковые расплавы описываются несколькими теориями строения, но все они в основном применимы к равновесным процессам металлургии [5–8], отличающимся полным переплавом шлаковых компонентов и образованием жидкостной шлаковой фазы. Сварочные процессы в отличие от металлургических быстротечны, характеризуются значительными градиентами температур в различных зонах сварочной ванны и, таким образом, далеки от равновесных. К тому же, большинство современных агломерированных флюсов при плавлении в процессе сварки пред-

© И. А. Гончаров, В. Э. Сокольский, А. О. Давиденко, В. И. Галинич, Д. Д. Мищенко, 2012

ставляет собой не гомогенную жидкость, как в плавленых флюсах, а гетерогенную смесь различных фаз, часть из которых является кристаллической. В настоящее время не существует шлаковых теорий жидкостно-кристаллического строения шлака, что не позволяет теоретически оценить влияние кристаллической составляющей шлака на процессы в сварочной ванне.

Присутствие крупных кристаллитов в матрице жидкостной части шлака должно существенно повлиять на вязкость, а следовательно, и сварочно-технологические свойства флюса. Поэтому одной из целей данной работы было качественное выявление влияния кристаллических включений на вязкость шлака.

Нами уже в течение нескольких лет разрабатываются агломерированные сварочные флюсы на основе шлаковой системы $MgO–Al_2O_3–SiO_2–CaF_2$. Полученные результаты свидетельствуют о возможности разработки нового поколения сварочных флюсов на основе этой системы. В работе [9] исследовано строение сварочного флюса данной системы с малым содержанием MgO (10 мас. %), а в [10] — процесс плавления и кристаллизации флюсов этой шлаковой системы. В [11] установлено, что увеличение содержания оксида магния в составе флюсов системы $MgO–Al_2O_3–SiO_2–CaF_2$ приводит к снижению термодинамической активности SiO_2 в шлаковом расплаве. Этот факт очень важен с точки зрения металлургии сварки высокопрочных сталей, поскольку позволяет обоснованно подавить нежелательные процессы восстановления кремния и образования силикатных неметаллических включений в металле шва.

Условия эксперимента и анализ экспериментальных данных. Рентгенографические исследования строения расплавленного и твердого шлака выполнены на кафедре физической химии Киевского национального университета имени Тараса Шевченко с применением модернизированного рентгеновского дифрактометра для исследования расплавов. Монохроматизацию MoK_α-излучения осуществляли парой сбалансированных дифференциальных фильтров Zr–Y. Ранее дифрактометр с успехом использовали при исследовании плавленых флюсов в стеклообразном и твердом состояниях [12]. После модернизации такой дифрактометр позволяет проводить дифракционные исследования образцов как в жидком, так и в твердом состоянии в температурном интервале 100…1700 °С. Рентгенофазовый анализ (CuK_α-излучение, дифрактометр «ДРОН-3М») перетертого в порошок флюса проводили после грануляции и просушки флюса. Изучали также твердый образец шлака после выдержки при 1500 °С со стороны дна и поверхности тигля.

В ИЭС им. Е. О. Патона с целью определения влияния твердой фазы, находящейся в жидком шлаковом расплаве, на физико-химические свойства было проведено исследование температурной зависимости вязкости изученного флюса, а также ряда модельных флюсов той же шлаковой системы. Вязкость шлаков измеряли ротационным вискозиметром в печи Таммана в токе очищенного аргона.

Растровый электронный микроскоп «JSM-7700F» с рентгеноспектральным микроанализом использовали для получения изображений исходного и переплавленного флюса и для локального химического анализа микровключений.

Порошкообразный образец флюса на графитовой подложке и затвердевший образец полученного из него переплавкой в молибденовом тигле при температуре 1500 °С в атмосфере высокочистого гелия шлака подвергали электронно-оптическому исследованию. Образец шлака исследовали со стороны как дна молибденового тигля, так и его поверхности. Для предотвращения влияния зарядки образца электронным пучком на поверхность образца напыляли слой чистой платины толщиной 3 нм.

Съемку образца флюса проводили при температурах 600, 800, 1000, 1200, 1300, 1400 и 1500 °С в высокотемпературной вакуумной камере в атмосфере высокочистого гелия.

Химический состав образцов контролировали с помощью рентгенофлюоресцентного анализа.

Для интерпретации данных рентгенографического анализа использовали структурные программы Powdercell, Mercury, базы данных Match и Retrive, которые свободно распространяются через сеть Интернет. В расчетах при исследовании шлакового расплава использовали программы собственной разработки [12].

Исследования при комнатной температуре. Расчетное содержание основных компонентов MgO, Al_2O_3, SiO_2 и CaF_2 во флюсе приведено в табл. 1. В гранулятор к измельченной механической смеси основных компонентов добавлено Na–K жидкое стекло. После грануляции флюс выдерживали в течение суток при температуре 20 °С, а затем прокаливали в течение 1 ч при 500 °С. Фактический химический состав флюса по данным рентгенофлюоресцентного анализа представлен также в табл. 1.

Результаты электронно-микроскопического исследования порошкообразного агломерированного флюса свидетельствуют, что частицы исходных

Таблица 1. Состав флюса для наплавки, мас. %

Вид анализа	MgO	Al_2O_3	SiO_2	CaF_2	Na_2O	K_2O	Fe_2O_3
Расчетный	30	25	20	25	—	—	—
Фактический	25,8	18,7	28,4	22,2	1,58	0,8	1,88

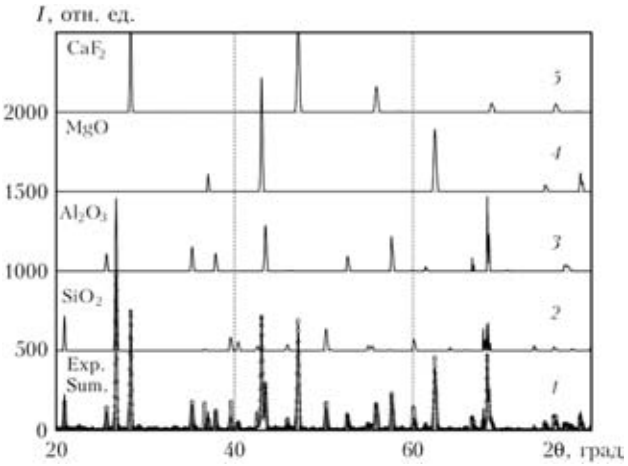


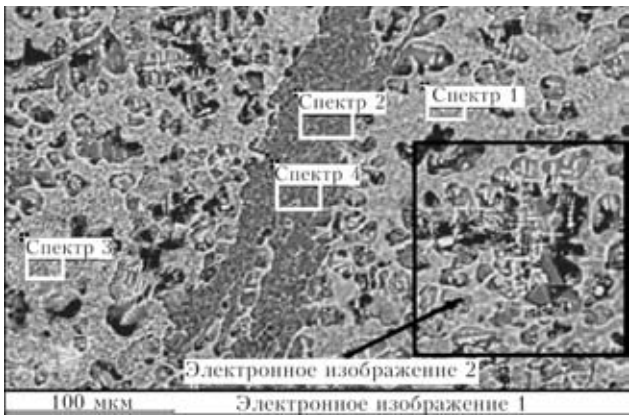
Рис. 1. Дифрактограммы перетертого в порошок агломерированного флюса (точки) и суммарная кривая после усовершенствования профиля на основе элементарных ячеек SiO_2, Al_2O_3 MgO и CaF_2 по Powdercell (сплошная линия) (*1*); α-кварца (*2*), корунда (*3*), периклаза (*4*), флюорита (*5*)

компонентов MgO, Al_2O_3, SiO_2 и CaF_2 практически не претерпевают изменений в результате грануляции и последующего отжига при температуре 500 °С.

Рентгенофазовый анализ (рис. 1) показывает, что после грануляции и сушки в образце присутствуют только исходные компоненты — α-кварц, тригональный Al_2O_3, кубические MgO и CaF_2. Первичных продуктов кристаллизации компонентов на основе жидкого стекла не обнаружено.

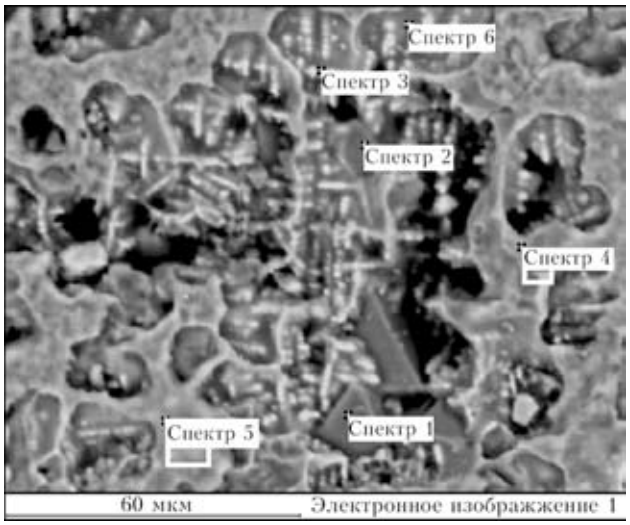
Н рис. 2–5 приведены микроструктуры и данные микроанализа дна и поверхности образца после переплавки в молибденовом тигле. Микроструктуры поверхности и дна тигля несколько различаются. Со стороны дна образовавшиеся кристаллические фазы более мелкодисперсны (рис. 2, спектр 3). Явно видно, что в непрерывной матрице одной из фаз (наиболее светлая) присутствуют включения других более дисперсных фаз. Идентифицировать эту фазу как одно соединение практически невозможно. Вероятно, эта фаза образовалась в результате плавления легкоплавких компонентов флюса и растворения в расплаве некоторых твердых компонентов. Более темная фаза в центре (рис. 2, спектры 2 и 4), если отбросить примеси до 2 ат. % и не учитывать слишком большую концентрацию фтора, можно идентифицировать, как Mg_2SiO_4. Несколько увеличенная часть изображения 1 (выделена в черной рамке) иллюстрируется, как электронное изображение 2 (рис. 3), где четко выделяется шпинель Al_2MgO_4 в кристаллитах, подобных октаэдру, и CaF_2 в форме, подобной сферолитам (спектр 3 и 6). Со стороны дна рентгеноспектральным анализом не обнаружено областей с включениями оксида натрия.

Исследования, проведенные со стороны поверхности переплавленного флюса, свидетельствуют



Спектр	O	F	Mg	Al	Si	Ca
1	55,4	13,2	7,5	3,9	10,1	10,0
2	54,4	6,2	25,5	0,9	11,6	1,4
3	55,3	13,0	7,4	4,3	10,3	9,7
4	54,3	6,6	25,0	1,4	11,2	1,5

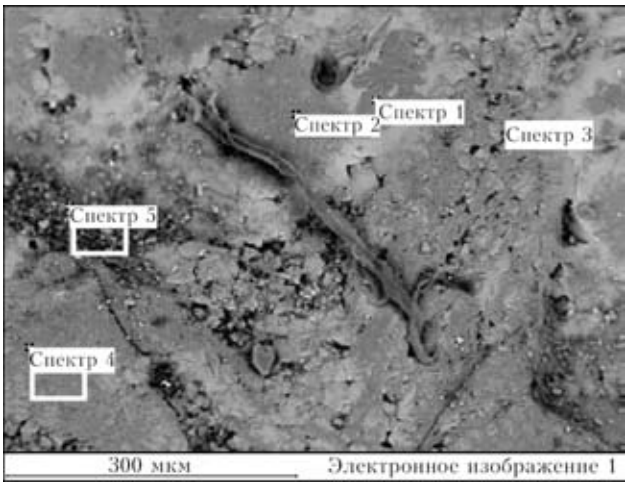
Рис. 2. Микроструктура переплавленного флюса (дно тигля, изображение 1) и результаты рентгеноспектрального анализа (ат. %). Спектры № 2, 4 можно идентифицировать как Mg_2SiO_4



Спектр	O	F	Mg	Al	Si	Ca
1	65,5	1,1	12,8	20,2	0,3	0,2
2	58,3	3,9	14,0	22,2	0,9	0,8
3	44,3	32,8	4,0	2,1	5,4	11,3
4	59,6	14,6	7,2	3,0	8,6	7,0
5	56,7	12,5	6,8	3,8	10,9	9,3
6	44,1	33,3	3,5	2,0	5,0	12,1

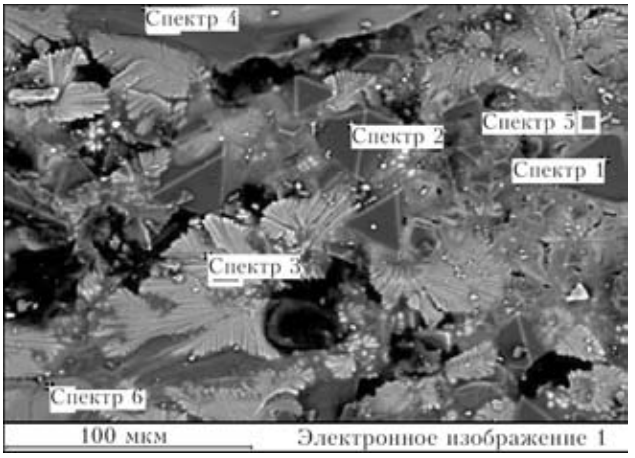
Рис. 3. Микроструктура переплавленного флюса (дно тигля, изображение 2 (рис. 2)) и результаты рентгеноспектрального анализа (ат. %). Спектры № 1, 2 можно идентифицировать как Al_2MgO_4, а спектры № 3, 6 — как CaF_2

о более сложном характере взаимодействий между компонентами, чем со стороны дна. На поверхности можно обнаружить включения, сильно насыщенные примесями (рис. 4, спектр 5). Сле-



Спектр	O	F	Na	Mg	Al	Si	Ca
1	59,5	10,3	—	11,8	6,2	8,1	4,09
2	55,1	7,7	—	17,2	4,4	10,6	4,92
3	44,3	32,8	—	4,0	2,1	5,4	11,3
4	56,5	14,8	—	15,5	2,6	7,2	3,36
5	58,6	17,9	1,3	7,0	2,5	3,8	7,9

Рис. 4. Микроструктура продуктов кристаллизации легкоплавкой фазы переплавленного флюса (поверхность тигля) и результаты рентгеноспектрального анализа (ат. %)



Спектр	O	F	Mg	Al	Si	Ca
1	66,8	—	13,2	19,8	0,1	0,1
2	73,5	—	10,7	15,6	0,1	0,1
3	24,1	51,7	1,5	1,5	3,7	17,5
4	65,6	1,3	21,7	0,0	11,0	0,3
5	67,3	—	13,0	19,5	0,1	0,1
6	67,5	—	12,9	19,4	0,1	0,1

Рис. 5. Микроструктура продуктов кристаллизации основной части переплавленного флюса (поверхность тигля) и результаты рентгеноспектрального анализа (ат. %). Спектры № 1, 2, 5, 6 можно идентифицировать как Al_2MgO_4, а спектр № 4 — как Mg_2SiO_4

дует обратить внимание, что натрий концентрируется именно во включениях такого типа. Спектр 2 интерпретируется как $(MgCa)_2SiO_4$, возможно с примесью катионов алюминия, если игнорировать концентрацию фтора. Спектр 3 ближе всего к CaF_2, но с избытком кислорода. Спектры 1 и 4 на рис. 4, видимо, образовались на основе частичной кристаллизации легкоплавкой фазы, как спектры 1, 3 на рис. 2, однако они больше отличаются по составу как между собой, так и относительно подобных изображений со стороны дна.

Следует обратить внимание на тот факт, что фтор в значительных количествах присутствует практически во всех отражениях, а кислород превышает стехиометрические составы идентифицированных фаз (рис. 2–5). Наименьшее количество примесей в шпинельных кристаллитах, хотя соотношение Al/Mg ~ 1,58 со стороны дна и 1,50 со стороны поверхности (в стехиометрической шпинели Al/Mg = 2). Практически во всех пробах отсутствует натрий. Вероятно, он концентрируется в местах скопления примесных оксидов (рис. 4, спектр 5) или по границам зерен кристаллитов. Следует отметить, что спектры близких фаз со стороны дна отличаются от спектров со стороны поверхности (рис. 5). Рентгенограмма образца переплавленного при температуре 1500 °С со стороны поверхности показана на рис. 6. Основными фазами со стороны поверхности тигля являются кубическая шпинель (пространственная группа *Fd*–3*m* (227), *a* = 0,8100 нм), кубический CaF_2 (пространственная группа *F* 4/*m*–3 2/*m* (225), *a* = 0,546 нм) и Mg_2SiO_4. Относительно фазы Mg_2SiO_4 известно, что она существует в нескольких модификациях. Кубическая модификация этой фазы (тип шпинели) с параметрами *a* = 0,806…0,811 нм очень близка к классической шпинели. Дифракционные отражения шпинельной формы Mg_2SiO_4 практически полностью совпадают с отражением шпинели, если параметры решетки у них одинаковы. Следует обратить внимание, что отражение (440) как для шпинели, так и для Mg_2SiO_4 локализуется в районе 65,25° по 2θ. Однако данное отражение не является самым интенсивным для этих двух фаз. Рентгенофазовый анализ (рис. 6) подтверждает наличие орторомбической фазы (*Pbnm*) Mg_2SiO_4 *a* = 0,4822, *b* = 1,1108, *c* = = 0,6382 нм. Существует и фаза, близкая к шпинельной для Al_2O_3, однако параметр решетки такой шпинели значительно меньше магниево-алюминатной (*a* = 0,7932 нм). Возможно, что сначала корундоподобная решетка Al_2O_3 с повышением температуры переходит в кубическую форму, близкую к шпинельной, диффузия MgO в такую решетку значительно увеличивается и образуется нормальная шпинельная фаза. Относительная интенсивность этого отражения у фаз шпинельного типа не превышает 70 % (а то и значительно меньше) от 100%-го отражения (311) в районе 36,85°. В нашем случае наиболее интенсивным является отражение (440). Очевидно, что это возможно,

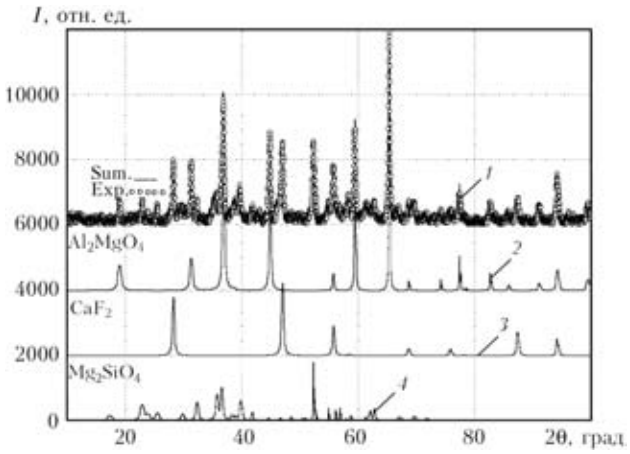


Рис. 6. Дифрактограммы флюса, переплавленного при 1500 °С со стороны поверхности: *1* — эксперимент и суммарная кривая из шпинели Al_2MgO_4, фторида кальция и Mg_2SiO_4; *2–4* — усовершенствованные профили по PCW соответственно шпинели Al_2MgO_4 (*2*), CaF_2 (*3*) и Mg_2SiO_4 (*4*)

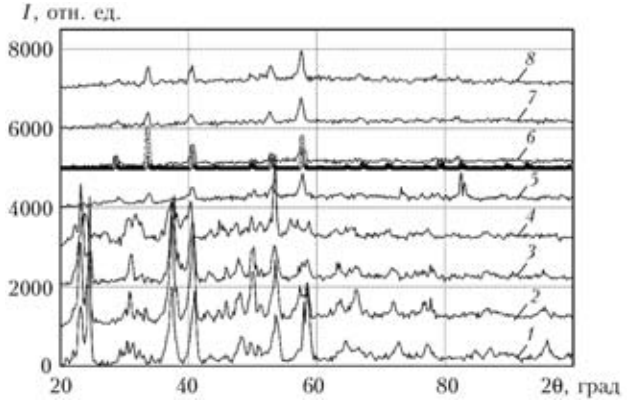


Рис. 7. Дифрактограммы флюса (MoK_α-излучение) при комнатной температуре (*1*), 600 (*2*), 800 (*3*), 1000 (*4*), 1200 (*5*), 1300 (*6*), 1400 (*7*), 1500 °С (*8*). На дифрактограмму при 1300 °С наложена (точки) дифрактограмма чистой шпинели. Диффузный фон полностью убран

когда сначала образуется одна из фаз, а вторая эпитаксиально начинает расти на одной из ее граней. Или, что более вероятно, при образовании жидкой фазы совместно с кристаллической шпинелью ее кристаллиты ориентируются определенным образом относительно поверхности расплава. Следует добавить, что шпинельные Al_2MgO_4 кристаллиты в виде черных октаэдров однозначно интерпретируются электронно-микроскопическим анализом (см. рис. 3, 5), а фаза, близкая к шпинели Mg_2SiO_4, не кристаллизуется в виде октаэдров. Рентгеноспектральный анализ подтверждает наличие Mg_2SiO_4, возможно $(CaMg)_2SiO_4$ (см. рис. 2, 4).

Со стороны дна шпинель не является основной фазой. Более того, обнаружить шпинель со стороны дна было сложно из-за ее малой концентрации. На рис. 2 показана, пожалуй, единственная, найденная на дне шпинельная фаза, а на рис. 3 она дана в увеличенном масштабе. Спектры 1, 3 (см. рис. 2) характеризуются заметным присутствием всех элементов и однозначно трудно интерпретируемы. Вероятно, это фаза, которая образовалась из расплава и не успела закристаллизоваться с сохранением частично аморфного строения. Фазы с близким к ней составом не было зафиксировано на дифрактограммах. Таким образом, со стороны дна однозначно интерпретируются шпинельные октаэдры (см. рис. 3, спектр 1, 2), Mg_2SiO_4, (см. рис. 2, спектр 2, 4), CaF_2 в образованиях, которые напоминают сферолиты, и фаза жидкостного типа.

Рентгенограмма переплавленного флюса со стороны дна довольно сложная для интерпретации. Практически каждый пик имеет сильную асимметрию со стороны малых углов рассеяния, что свидетельствует о плохом формировании фаз со стороны дна. Например, со стороны дна сохраняются фазы, близкие по структуре, т. е. шпинельная форма диоксида алюминия, Mg_2SiO_4, высоко- и низкотемпературная шпинель, параметры решетки *a* которых имеют один и тот же структурный тип *Fd*–3*m*, но могут находиться в диапазоне 7,90…8,20 нм. В общем образующиеся со стороны дна фазы плохо сформированы и трудно различимы. Рентгенографический анализ подтверждает существование шпинели Al_2MgO_4, Mg_2SiO_4 и CaF_2.

Высокотемпературные рентгеновские исследования в твердом состоянии. Чтобы проследить последовательность реакций в твердой фазе перетертый в порошок керамический флюс помещали в молибденовый тигель, который располагался на рабочем столе высокотемпературной вакуумной камеры дифрактометра для исследования расплавов [12], и подвергали высокотемпературному рентгенофазовому анализу. Как показал анализ, структурные изменения в образце происходят во всем температурном интервале (рис. 7). До 1200 °С они происходят в твердой фазе. При низких температурах перестройки идут медленно и в основном происходят внутри фаз. Например, уже при 600 °С резко уменьшается наиболее интенсивный пик, который отвечает 100 % интенсивности гексагонального α-кварца. В то же время появляются пики, которые можно отнести к другим модификациям кремнезема.

При более высоких температурах начинаются твердофазные взаимодействия между фазами. Надо учесть, что в агломерированном флюсе основные компоненты находятся в матрице из вяжущего материала (продукт отжига Na–K жидкого стекла). Образование вакансий в матрице при испарении воды приведет к тому, что межфазное взаимодействие будет происходить за счет диффузии атомов компонентов флюса в матрицу с достаточно высокой скоростью. Возможно, в матрице на основе остатков жидкого стекла начнут образовываться зародыши новых фаз, которые частично могут растворить на начальной стадии

плавления некоторых компонентов флюса в расплавленной фазе или, наоборот, накапливаться за счет усиленного взаимодействия с расплавленной фазой. До температуры 1200 °С в расплавах еще сохраняются основные компоненты, хотя из рис. 7 видно, что происходит интенсивное уменьшение их пиков и, следовательно, разрушение исходных структур. При температуре 1200 °С на дифрактограммах практически отсутствуют отражения, которые соответствуют исходным компонентам флюса. Флюс плавится, однако, на фоне расплавленной составляющей образуется новая кристаллическая фаза — шпинель Al_2MgO_4.

На дифрактограмме образца при температуре 1300 °С наложена дифрактограмма чистой шпинели (рис. 7). Далее отражения шпинели в температурном интервале 1200…1500 °С совпадают по местоположению с отражениями образца. Относительная интенсивность отражений несколько не соответствует табличным данным. Это может быть в том случае, если кристаллиты шпинели в расплаве располагаются не хаотично, а ориентируются определенной плоскостью относительно поверхности расплава. Поскольку поверхность расплава гораздо в большей степени насыщена шпинелью, а дно в меньшей степени, то можно сделать предположение, что шпинель легче жидкой фазы и как бы всплывает на поверхность.

Обсуждение результатов. Если не принимать во внимание несущественные добавки, содержание которых не превышает 1 мас. %, то для интерпретации полученных результатов необходимо использовать сложную диаграмму состояния Na_2O–Al_2O_3–MgO–SiO_2–CaF_2. Но такой оксидно-фторидной диаграммы не существует в научной литературе. Ближайшая, хорошо исследованная диаграмма состояния для четырехкомпонентной системы CaO–MgO–Al_2O_3–SiO_2 [13]. При исследовании агломерированного флюса расчетного состава MgO (10 мас. %)–Al_2O_3 (25 мас. %)–SiO_2 (40 мас. %)–CaF_2 (25 мас. %) было обнаружено, что, по крайней мере, частично, CaF_2 преобразуется в оксид [9, 14]. Для этого флюса точно установлено, что формируется основная фаза в виде анортита — $CaAl_2Si_2O_8$, где реализуется оксидная форма кальция. Возможно, в небольших количествах образуется MgF_2. Шпинель Al_2MgO_4 при этом не образуется. Поля шпинели появляются на диаграмме CaO–MgO–Al_2O_3–SiO_2 уже на сечении 15 мас. % Al_2O_3. На двойной диаграмме состояния MgO–Al_2O_3 шпинель практически стехиометрична при низких температурах и имеет широкую область гомогенности при высоких. Ранее шпинель не отличали от кубической модификации Al_2O_3. Твердые растворы на основе MgO шпинели и Al_2O_3 находятся во всей концентрационной области диаграммы состояния, вплоть до 2000 °С. Исследования твердых растворов Al_2O_3 в шпинели показали, что они имеют катионные вакансии, которые легко заполняются из внешних источников. Реакция образования шпинели в твердой фазе начинается примерно при 750°С из оксида алюминия [15]. Согласно работе [13] начальная стадия образования шпинели протекает путем поверхностной диффузии глинозема на MgO, затем начинается объемная диффузия атомов (ионов) магния и алюминия через кислородную подрешетку с преобразованием гексагональной укладки таковой у корунда в кубическую (возможно корунд сам сначала образует кубическую решетку типа шпинели). Высокая температура плавления шпинели и определяемые ею физико-химические свойства шлаковых расплавов обусловливают значительный интерес к шпинели при разработке нового поколения сварочных флюсов. После переплава флюса в процессе сварки и превращения его в шлаковую корку шпинельная фаза остается.

Таким образом, присутствие шпинели — экспериментальный факт и необходимо выявить все преимущества и недостатки наличия в расплаве твердой шпинельной фазы, а также ее влияние на сварочный процесс. Можно выделить четыре момента, на которые может повлиять образование кристаллической шпинели, хотя, в общем, их может быть значительно больше.

1. Если коэффициенты термического расширения шпинели и продуктов затвердевания жидкой фазы будут существенно различаться при температурах, при которых происходит отделение шлаковой корки с поверхности металла шва (250…500 °С), то возможно создание микронапряжений внутри матрицы бывшей жидкостной фазы, что создаст предпосылки для хорошей отделимости шлаковой корки с поверхности свариваемого металла.

2. Наличие кристаллической фазы в жидком шлаковом расплаве при температурах порядка 1100…2000 °С будет существенно влиять на вязкость расплава. Увеличение количества кристаллической шпинели в расплавленном шлаке может привести к увеличению вязкости и сделать расплавленный шлак более длинным, что является положительным моментом с точки зрения технологических свойств флюса, о чем уже говорилось в начале данной статьи.

3. Общее уменьшение носителей электричества в шлаке при образовании шпинельной фазы за счет уменьшения количества и подвижности элементарных частиц (ионов и электронов) может привести к значительному уменьшению электропроводности. Это тоже является положительным фактором, поскольку позволит снизить эффект шунтирования тока через шлак и улучшит стабильность процесса в случае многодуговой сварки.

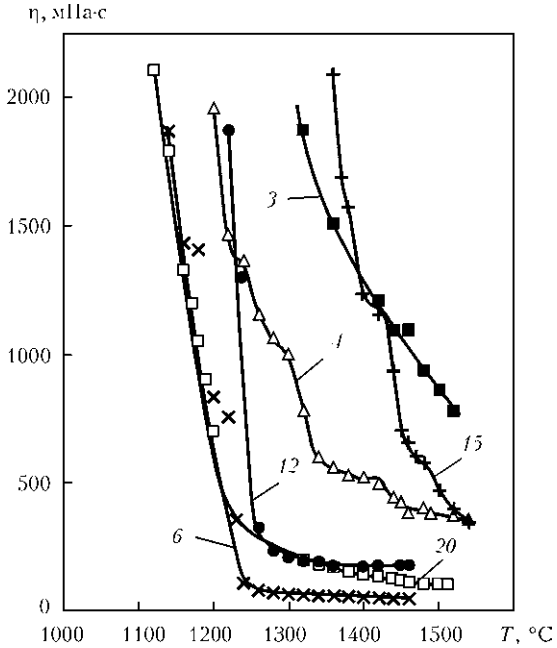


Рис. 8. Температурная зависимость вязкости модельных шлаков системы $MgO–Al_2O_3–SiO_2–CaF_2$ (номера кривых соответствуют номерам флюсов из табл. 2)

4. Присутствие твердой фазы в шлаковом расплаве будет снижать термодинамическую активность некоторых компонентов флюса и, следовательно, влиять на его металлургические свойства, что подтверждено исследованиями [11].

Наиболее важным с точки зрения обеспечения требуемых технологических свойств сварочного флюса является его температурная зависимость вязкости. Для дальнейших исследований вязкости было изготовлено несколько модельных агломерированных сварочных флюсов исследуемой системы. Расчетные составы флюсов приведены в табл. 2, а результаты измерений вязкости на рис. 8. Установлено, что интенсивность отражения кристаллической шпинели уменьшается от образца к образцу в последовательности 3→15→4→12, что коррелирует уменьшение суммы шпинельных компонентов $MgO + Al_2O_3$ (последний столбец табл. 2). По нашему мнению, сумма шпинельных компонентов может служить в первом приближении для количественной оценки шпинели, пока не найден другой критерий, который мог бы коррелировать с количеством кристаллической шпинели в образце. В образцах № 6 и 20 шпинель не обнаружена из-за отсутствия Al_2O_3, а в образце № 12 ее очень мало из-за малого содержания Al_2O_3.

Установлено, что флюсы (№ 6, 12, 20) с содержанием оксидов магния и кремния 35…40 % и оксида алюминия до 10 % характеризуются скачкообразным изменением вязкости в интервале температур 1150…1250 °С. Это так называемые короткие флюсы. Флюсы № 3 и 15 с содержанием оксида магния 40 мас. % и оксида алюминия 25…30 мас. % отличаются высокой

Таблица 2. Расчетный состав модельных сварочных флюсов, мас. %

Номер флюса	MgO	Al_2O_3	SiO_2	CaF_2	$MgO + Al_2O_3$
3	40	30	15	15	70
4	30	25	20	25	55
6	40	0	35	25	—
12	40	10	40	10	50
15	40	25	10	25	65
20	35	0	40	25	—

вязкостью во всем диапазоне исследованных температур. Отсутствие пологой части на кривой вязкости указывает на неполное расплавление этих шлаков и присутствие в расплаве достаточно большого количества твердых частичек, которые можно было наблюдать в ходе эксперимента. Вероятнее всего, этой фазой является Al_2MgO_4. Исследованный нами в ходе данной работы флюс № 4 имеет несколько меньшее расчетное содержание оксида магния (30 мас. %), а содержание оксида алюминия в нем составляет 25 мас. % (табл. 1, 2). Для этого флюса характерно довольно плавное изменение вязкости во всем температурном интервале (рис. 8, флюс № 4 по табл. 2). При этом на кривой наблюдаются «ступеньки», которые можно объяснить выкристаллизацией из расплава дополнительных порций твердой фазы Al_2MgO_4. По характеру температурной зависимости вязкости флюс № 4 близок к марганцево-силикатному флюсу АН-60. Сварочно-технологическое испытание флюсов, приведенных в табл. 2, показало, что флюс № 4 имеет наилучшие показатели. Таким образом, именно присутствие в шлаковом расплаве твердой фазы, по нашему мнению, определяет характер температурной зависимости вязкости. Очевидно, манипулируя соотношением и концентрацией шпинельных компонентов Al_2O_3 и MgO можно добиться нужных значений вязкости и характера температурной зависимости и на этой основе можно создать флюсы с управляемой вязкостью и прогнозируемыми технологическими свойствами. Полагаем, что флюсы, в расплаве которых образуется кристаллическая алюмомагниевая шпинель, будут сочетать хорошие технологические и металлургические свойства.

Выводы

1. Проведены рентгенографические исследования строения агломерированного флюса системы $MgO–Al_2O_3–SiO_2–CaF_2$ в исходном, расплавленном и твердом после выдержки при 1500 °С состоянии. На растровом электронном микроскопе JSM-7700F с рентгеноспектральным микроанализом получены изображения исходного и переп-

лавленного флюса и определен локальный химический состав микровключений. Вязкость шлаков измеряли ротационным вискозиметром в печи Таммана в токе очищенного аргона.

2. Проведенное исследование свидетельствует о сложном характере взаимодействия в агломерированном флюсе перед формированием расплавленной шлаковой фазы. Основные структурные изменения при нагреве флюса до 1200 °С происходят за счет твердофазных взаимодействий в продукте, образованном спеком жидкого стекла с граничащими с ним основными компонентами флюса.

3. В области температур около 1200 °С начинается формирование жидкой фазы за счет плавления спека жидкого стекла с основными компонентами и сложных неустойчивых соединений. При этом в расплаве образуется твердая шпинельная фаза Al_2MgO_4, температура плавления которой составляет 2105 °С. Полного плавления флюса, изученного состава в области температур до 1500 °С, не происходит. Указанная фаза присутствует в шлаковой корке после переплава флюса в процессе сварки. Присутствие твердой фазы Al_2MgO_4 в шлаковом расплаве системы $MgO–Al_2O_3–SiO_2–CaF_2$ определяет его физико-химические свойства, в частности, плавный характер изменения вязкости в области температур 1180…1540 °С.

4. Установленный факт, манипулируя соотношением и концентрацией шпинелеобразующих компонентов Al_2O_3 и MgO, позволяет добиваться оптимальных значений температурной зависимости вязкости шлакового расплава и на этой основе создавать сварочные флюсы с прогнозируемыми технологическими свойствами.

Авторы выражают благодарность фирме «Токио Боеки» и лично канд. физ.-мат. наук В. А. Тинькову за проведение электронно-микроскопического исследования и помощь в интерпретации полученных данных.

1. *Подгаецкий В. В., Люборец И. И.* Сварочные флюсы. — Киев: Техніка, 1984. — 167 с.
2. *Металлургия* дуговой сварки. Взаимодействие газов с металлами / И. К. Походня, И. Р. Явдощин, В. И. Швачко и др.; под ред. И. К. Походни. — Киев: Наук. думка, 2004. — 442 с.
3. *Olson D. L.* The investigation of the influence of welding flux on the pyrametallurgical, physical and mechanical behavior of weld metal // Final report, center for welding research Colorado school of mines Golden Colorado, 1983. — 36 p.
4. *Eagar T. W.* Thermochemistry of joining // Elliot symp. on chemical process metallurgy, 1991. — 12 p.
5. *Herasymenko P., Speigth G. E.* Ionic theory of slag-metal equilibrium // J. Iron and Steel Inst. — 1950. — **166**. — P. 169–183, 289–303.
6. *Темкин М. И.* Смеси расплавленных солей как ионные растворы // Журн. физ. химии. — 1946. — Вып. 1. — С. 105–110.
7. *Кожеуров В. А.* Термодинамика металлургических шлаков. — Свердловск: Металлургиздат, 1955. — 164 с.
8. *Есин О. А.* О природе расплавленных силикатов // Тр. Урал. политехн. ин-та. — 1961. — Вып. 122. — С. 29–39.
9. *X-ray* diffraction and sem/edx studies on technological evolution of the oxide-fluoride ceramic flux for submerged arc-surfacing / V. E. Sokolskii, A. S. Roik, A. O. Davidenko et al. // J. Min. Metall. B. — 2012. — № 48. — P. 101–113.
10. *Исследование* процесса плавления и кристаллизации флюсов шлаковой системы $Al_2O_3–MgO–SiO_2–CaF_2$ / А. Н. Дученко, Д. Д. Мищенко, И. А. Гончаров, А. О. Давиденко // Тр. XIII Рос. конф. «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов». Т. 3. Экспериментальное изучение шлаковых расплавов, взаимодействие металл–шлак. — Екатеринбург, 2011. — С. 136–139.
11. *Прогнозирование* термодинамических свойств расплавов системы $MgO–Al_2O_3–SiO_2–CaF_2$ / И. А. Гончаров, В. И. Галинич, Д. Д. Мищенко и др. // Автомат. сварка. — 2011. — № 10. — С. 3–6.
12. *Структурные* особенности расплавов оксидных систем / А. П. Шпак, В. Э. Сокольский, В. П. Казимиров и др. — Киев: Академперіодика, 2003. — 138 с.
13. *Бережной А. С.* Многокомпонентные системы окислов. — Киев: Наук. думка, 1970. — 544 с.
14. *О фазовых* превращениях в агломерированном флюсе солеоксидной шлаковой системы при нагреве / В. Э. Сокольский, А. С. Роик, А. О. Давиденко и др. // Автомат. сварка. — 2010. — № 12. — С. 13–19.
15. *Физическая* химия силикатов: Учеб. для студентов вузов / А. А. Пащенко, А. А. Мясников, Е. А. Мясникова и др.; под ред. А. А. Пащенко. — М.: Высш. шк., 1986. — 368 с.

Conducted X-Ray examination of the structure of agglomerated flux of $MgO–Al_2O_3–SiO_2–CaF_2$ system in the solid and molten states is indicative of the fact that in the temperature region above 1200 ^oC a hard spinel phase Al_2MgO_4 with melting temperature of 2105 ^oC, forms in the slag melt. It determines the physico-chemical properties of the melt, in particular, smooth nature of variation of viscosity in the temperature region of 1180...1540 ^oC. Manipulating the proportions and concentrations of spinel forming components Al_2O_3 and MgO it is possible to achieve optimum values of temperature dependence of slag melt viscosity and on this basis to create welding fluxes with predicted technological properties.

Поступила в редакцию 09.07.2012

УДК 621.791.09:785.375:539.4

ЭФФЕКТИВНОСТЬ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВА АМг6 И ЕГО СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ**, **Н. А. ПАЩИН**, **О. Л. МИХОДУЙ**, кандидаты техн. наук, **А. В. ЧЕРКАШИН**, **А. Н. МАНЧЕНКО**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины), **И. П. КОНДРАТЕНКО**, **А. В. ЖИЛЬЦОВ**, доктора техн. наук (Ин-т электродинамики НАН Украины)

Исследовано влияние различных схем разрядного контура на эффективность электродинамической обработки (ЭДО) алюминиевого сплава АМг6 и его сварных соединений. Установлено, что максимальная эффективность ЭДО достигается при совместном воздействии импульсного электрического тока и динамической нагрузки на обрабатываемый металл, а минимальная — при воздействии только импульсного тока. Изучены параметры волн деформаций при ЭДО сварных соединений сплава АМг6.

Ключевые слова: сварные соединения, алюминиевый сплав, остаточные напряжения, электродинамическая обработка, волна деформации, плоский индуктор, емкостной накопитель энергии, эффективность обработки

Методы обработки металлических материалов и их сварных соединений воздействием импульсных электромагнитных полей находят все более широкое применение при регулировании напряженного состояния элементов сварных конструкций [1, 2].

Одним из таких методов является электродинамическая обработка (ЭДО), основанная на совместном импульсном воздействии электрического тока и динамической нагрузки на место электрического контакта. Электродинамическое воздействие на металл (сварное соединение) осуществляется при разряде емкостного накопителя энергии через электрический контакт рабочего электрода с поверхностью металла. Ранее исследования проводили по оценке влияния на эффективность обработки таких параметров электродинамического воздействия, как зарядное напряжение, емкость накопителя и амплитудные значения импульсного тока [3]. Во время прохождения токового разряда в обрабатываемом материале инициируются электроимпульсные и динамические процессы, определяемые соответственно механизмом электропластичности [4] и формированием в материале волн деформаций. Взаимодействие электропластической и динамической составляющих электродинамической обработки при прохождении импульсного тока через обрабатываемое изделие определяет ее эффективность.

Целью настоящей работы является оценка электропластического эффекта и динамической силовой нагрузки, определяющих эффективность ЭДО алюминиевого сплава АМг6 и его сварных соединений.

В работе использовали установку для ЭДО, принцип работы которой изложен в [5], а конструктивные особенности элементов разрядного контура, обеспечивающие электродинамическое воздействие на обрабатываемый металл, — в [3]. Установка (рис. 1, *а*) состоит из емкостного накопителя *C*, плоского индуктора *L*, электрода *2* и диска *3* из неферромагнитного материала. Электрическая энергия в накопителе *C* в виде токового импульса передается в обрабатываемый металл *1* в момент замыкания контактора *K*. При прохождении тока через индуктор *L* в нем возбуждается импульсное магнитное поле, которое индуцирует в диске вихревой ток, взаимодействие которого с магнитным полем приводит к возникновению электродинамической силы. Силовое воздействие от диска передается электроду, который передает электродинамическое взаимодействие на металл. Таким образом, при разряде емкостного накопителя обеспечивается взаимодействие двух механизмов — динамического силового воздействия электрода с одновременным прохождением импульсного электрического тока через обрабатываемый материал.

Исследовали влияние различных схем разрядного контура (рис. 1) на параметры электродинамического воздействия при ЭДО, такие как амплитудные значения силы импульсного тока *I* и динамической нагрузки *P* в период времени разряда емкостного накопителя. Измерения *I* и *P* выполняли на аппаратурном комплексе, принцип работы которого изложен в работе [3]. Значения импульсного тока *I* регистрировали бесконтактным методом пояса Роговского, параметры динамической нагрузки *P* — с помощью пьезоэлектрического датчика давления, а в качестве обра-

© Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, О. Л. Миходуй, А. В. Черкашин, А. Н. Манченко, И. П. Кондратенко, А. В. Жильцов, 2012

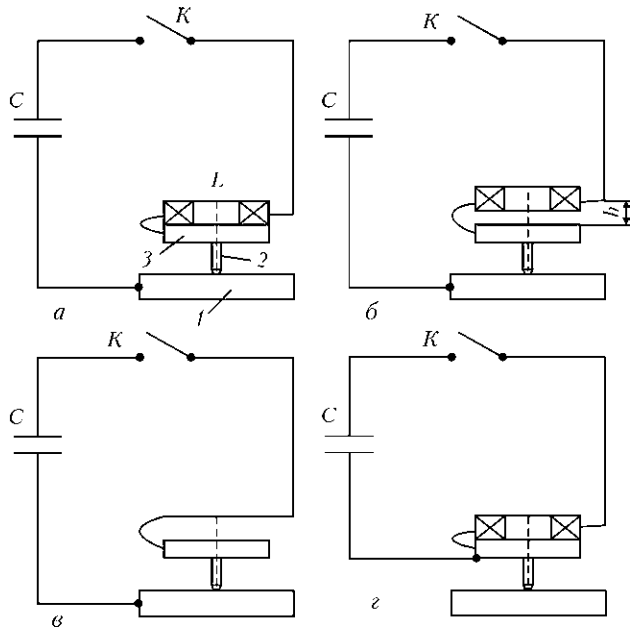


Рис. 1. Схемы разрядного контура в установке ЭДО: *а* — разряд тока проходит через плоский индуктор *L*, диск *3*, электрод *2* и образец металла *1*; *б* — аналогично *а*, но между плоским индуктором и диском выставлен воздушный зазор *h*; *в* — разряд тока проходит через диск, электрод и образец металла, плоский индуктор исключен; *г* — разряд тока проходит через плоский индуктор и диск

батываемого материала использовали цилиндрический образец из алюминиевого сплава.

Изучали четыре варианта схемы. В первом варианте (базовом) (рис. 1, *а*) разрядный ток протекал через индуктор *L*, диск *3*, электрод *2* и обрабатываемый металл *1*. В этом случае параметры *I* и *P* определяли электродинамическим взаимодействием элементов контура, таких как «индуктор + диск» и «электрод + металл». При втором варианте (рис. 1, *б*) индуктор *L* был удален от диска на расстояние $h = 10$ мм, но входил в состав контур. Это исключало фактор динамического давления индуктора на диск при сохранении равенства сопротивлений разрядных цепей (рис. 1, *а, б*). В третьем варианте индуктор *L* был полностью исключен из разрядной цепи (рис. 1, *в*), что позволило оценить влияние его сопротивления на значения параметров *I* и *P*, а также скоростей их нарастания. При этом схемы, реализованные в вариантах, представленных на рис. 1, *б*, *в*, позволяют оценить влияние импульсного тока на электродинамическое воздействие при ЭДО. В четвертом варианте (рис. 1, *г*) разрядный контур был замкнут на индуктор *L*, что исключало прохождение тока через обрабатываемый металл и позволило оценить вклад динамической нагрузки *P* как результат взаимодействия элементов кон-

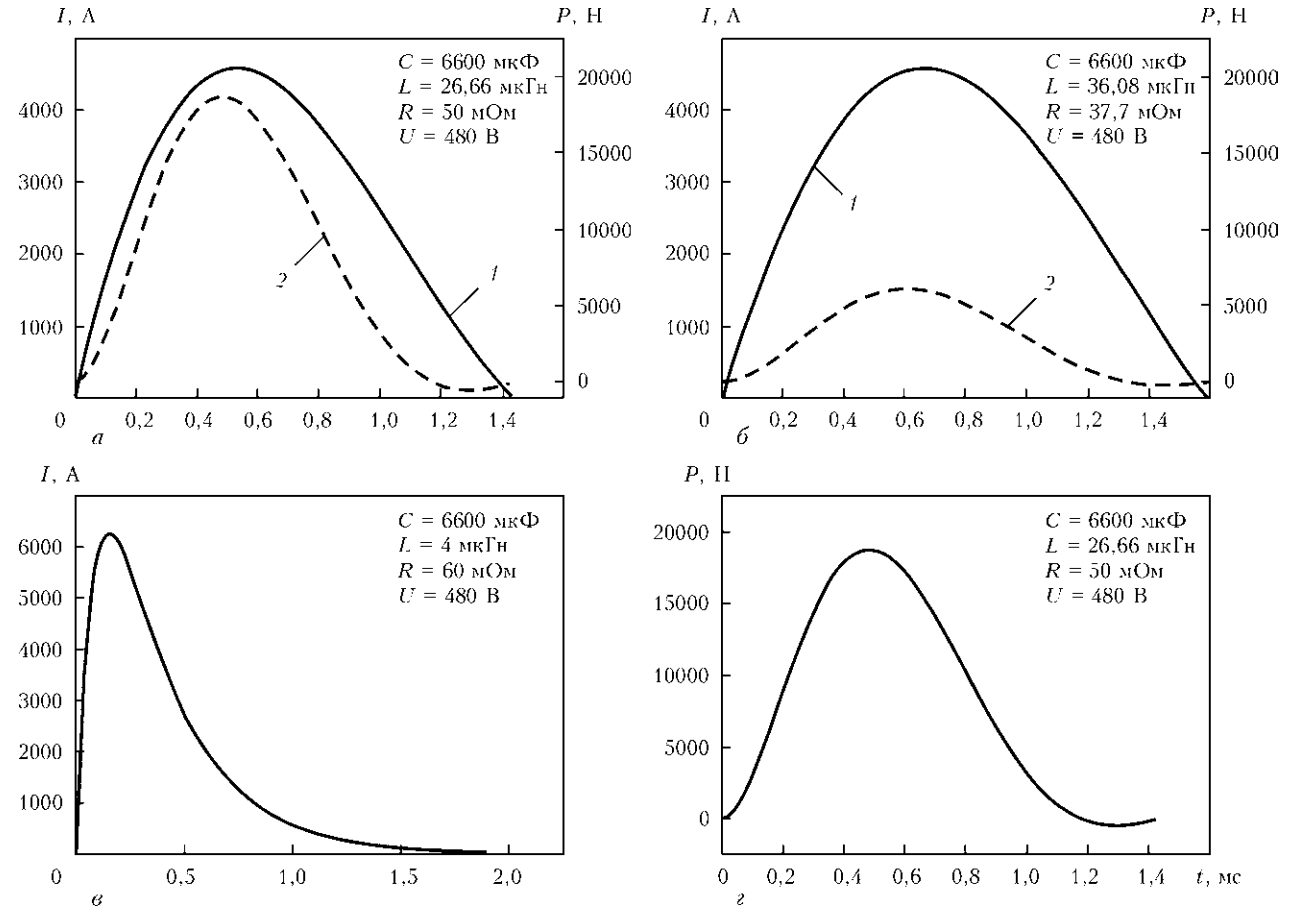


Рис. 2. Расчетные значения импульсного тока *I* (кривая *1*) и динамической нагрузки *P* (*2*) для различных схем разрядного контура, представленных на рис. 1, *а–г*

тура «диск + электрод» в электродинамическое воздействие при ЭДО.

Расчет параметров I и P (см. рис. 2) проводили по методике [6] при реализуемых схемах разрядного контура, представленных на рис. 1. На рис. 2, *а* приведены расчетные значения импульсов тока и нагрузки при разряде емкостного накопителя емкостью 6600 мкФ, заряженного до напряжения 480 В на индуктивность 26,66 мкГн, установленную в электродной системе с минимальным зазором между катушкой и диском, что соответствует схеме на рис. 1, *а*. Из рисунка видно, что максимального значения динамическая нагрузка достигает до наступления наибольшего значения тока. Незначительно изменяется данное соотношение при увеличении индуктивности с 26,66 до 36,08 мкГн, получаемое путем увеличения зазора между катушкой и диском (рис. 2, *б*), что соответствует схеме на рис. 1, *б*. Следует отметить, что при любых значениях емкости и индуктивности максимальное расчетное значение динамической нагрузки достигается до наступления наибольшего значения тока.

Расчетные значения тока и нагрузки, создаваемые при разряде емкостного накопителя при схемах, представленных на рис. 1, *в*, *г*, показаны на рис. 2, *в*, *г* соответственно. Так, при удалении из разрядной цепи индуктора токовый импульс формируется емкостью накопителя и паразитной индуктивностью проводов, принятой в расчетах равной 4 мкГн, и достигает максимального значения 6200 А в момент времени 0,125 мс. При этом передний фронт импульса сокращается примерно в 4 раза по сравнению с вариантом, представленным на рис. 2, *а*, *б*, а импульс динамической нагрузки отсутствует. Напротив, когда исключается прохождение импульса тока через обрабатываемый металл при минимальном зазоре между диском и индуктором, создается динамическая нагрузка (см. рис. 2, *г*), достигающая максимума в 18000 Н при длительности 0,5 мс (индуктивность L составляет 26,66 мкГн). При этом амплитуда тока не отличается от варианта, представленного на рис. 2, *а*.

Исследования влияния различных схем разрядного контура на параметры P и I проводили при значении зарядного напряжения U емкостного накопителя, которое составляло 480 В. Суммарная емкость батареи конденсаторов марки EVOX RIFA 2200, входящих в состав разрядного контура, составляла 6600 мкФ. Погрешность измеряемых параметров электродинамического воздействия не превышала 5 %.

Полученные экспериментально осциллограммы импульсного тока I и динамической нагрузки P при различных схемах разрядного контура представлены на рис. 3. Из рисунка видно, что при использовании базовой схемы (см. рис. 1, *а*) и приложении только динамической нагрузки (см. рис. 1, *г*) значения I_{max} находились в диапазоне значений 2908…3080 А (рис. 3, *а*, *г*), которые можно принять близкими. При этом экспериментальные значения I_{max} меньше расчетных, что можно объяснить контактными сопротивлениями элементов разрядной цепи, учет которых представляет собой достаточно сложную задачу, выходящую за рамки настоящего исследования. В то же время если максимальное значение динамической нагрузки P_{max} для базового варианта (рис. 1, *а*) составляло 20461 Н (рис. 3, *а*), то для варианта, при котором обрабатываемый материал исключен из разрядного контура и подвержен только динамическому нагружению (см. рис. 1, *г*), P_{max} не превышало 17895 Н (рис. 3, *г*), что меньше базового на 15 %. При этом экспериментальные значения P_{max} достаточно близко соответствуют расчетным, что видно из рис. 2, *а*, *г*. Повышенные значения P_{max} для контура, представленного на рис. 1, *а* по сравнению с рис. 1, *г*, можно объяснить совместным электродинамичес-

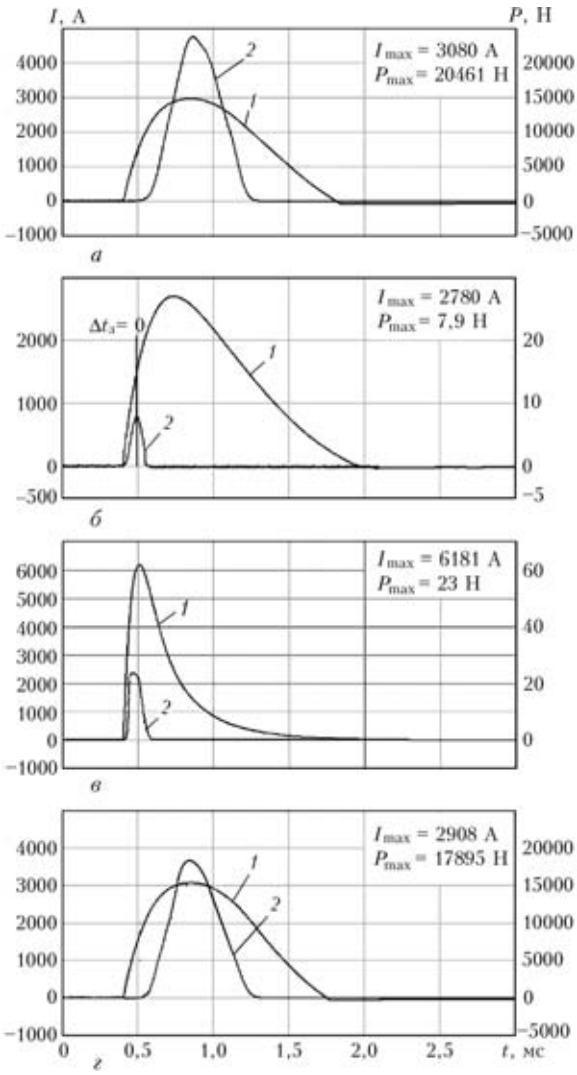


Рис. 3. Экспериментальные значения импульсного тока I (*1*) и динамической нагрузки P (*2*) при различных схемах разрядного контура, представленных на рис. 1, *а–г*

ким воздействием на обрабатываемый металл таких элементов разрядной цепи, как «индуктор + диск» и «электрод + металл». В варианте, показанном на рис. 1, *г*, действие пары «индуктор + + диск» исключено и металл подвержен воздействию только динамической нагрузки. При этом периоды времени воздействия параметров *I* и *P* на металл для двух рассматриваемых вариантов схемы были сопоставимы между собой и не превышали соответственно 1,42 и 0,87 мс (см. рис. 3, *а*, *г*).

Иную картину распределения значений *I* и *P* наблюдали при отсутствии динамической нагрузки в вариантах схемы контура, когда индуктор был удален от диска (см. рис. 1, *б*), а также полностью исключен из схемы (см. рис. 1, *в*). Так, периоды действия импульсного тока *I* для рассматриваемых вариантов схемы были близкие к расчетным 1,6…1,8 мс (см. рис. 3, *б*, *в*), но при отсутствии индуктора максимальное значение амплитуды тока I_{max} было больше, а скорость его нарастания и спада отличалась большей крутизной, что видно при сравнении кривых *1* на рис. 3, *б*, *в*, а также расчетных кривых (см. рис. 2, *б*, *в*). Если при удаленном от диска индукторе (см. рис. 1, *б*) максимальное значение тока I_{max} составляло 2780 А, то при его исключении из схемы значение I_{max} было 6181 А, что близко к расчетному. Это можно объяснить пониженным сопротивлением контура из-за отсутствия элемента индуктивности. Скорости нарастания и спада тока в случае удаленного индуктора (см. рис. 1, *б*) были соответственно 8687 и 2138 А/мс, а при ее исключении из схемы (см. рис. 1, *в*) — 61810 и 4578 А/мс. Таким образом, уменьшение индуктивности рассматриваемого контура и соответственно энергии накопителя приводит к увеличению скорости нарастания импульсного тока более чем в семь раз, а убывания — в два. Максимальные значения динамических нагрузок P_{max} в вариантах удаления и исключения индуктора достигали соответственно 7,9 и 23 Н, а период их действия составлял 0,16 мс (см. рис. 3, *б*, *в,* кривые *2*). Значения скоростей нарастания/убывания значений *P* на рис. 3, *б* (соответствует схеме рис. 1, *б*) составляли 79 Н/мс, а для контура на рис. 3, *в* (соответствует схеме рис. 1, *в*) — 255 Н/мс, что соответствует значениям P_{max} для рассматриваемых вариантов контура.

При реализации схем контура, представленных на рис. 1, *б*, *в* (динамическая нагрузка отсутствует), электродинамическое воздействие определяется парой «электрод + металл». В этом случае максимальные значения импульсного тока I_{max}, инициирующего механизмы электропластичности, соответствуют динамическим нагрузкам $P = 0$ при удаленном от диска индукторе *L* (см. рис. 3, *б,* кривые *1*, *2*) и $P = 0{,}5P_{max}$ при исключенном из схемы индукторе (см. рис. 3, *в*, кривые *1*, *2*), следствием чего является опережение воздействия динамической нагрузки P_{max} относительно токовой I_{max} при электродинамическом воздействии, что соответствует расчетам (см. рис. 2, *б*, *в*).

При сравнении периодов времени $t(I_{max})$ и $t(P_{max})$, соответствующих максимальным значениям тока и нагрузки на кривых *1* и *2* (см. рис. 3, *а*, *г*), имеет место отличие от расчетных кривых (см. рис. 2, *а*, *г*), выражаемое в запаздывании воздействия динамической нагрузки P_{max} относительно токовой I_{max}. Расчетные и экспериментальные значения скоростей нарастания *P* для вариантов схемы, показанных на рис. 1, *а*, *г*, были соответственно 37000 и 40000 Н/мс, что свидетельствует о том, что при указанных электрических параметрах контура реальное нарастание нагрузки сопоставимо с расчетным. Следует отметить, что реальные соотношения P_{max} и I_{max} на шкале времени (см. рис. 3, *а*, *г*) обеспечивают синхронизацию составляющих электродинамического воздействия на обрабатываемый материал. Запаздывание реального нарастания динамической нагрузки *P* по сравнению с расчетной связано с пластическим деформированием обрабатываемой поверхности при ее контактном взаимодействии со сферическим торцом электрода в момент разряда емкостного накопителя.

Для более детальной оценки влияния электродинамического воздействия на эффективность процесса ЭДО проводили обработку предварительно растянутых плоских образцов алюминиевого сплава АМг6 и его сварных стыковых соединений с размерами рабочей площадки 150×30×4 мм. Нагружение образцов выполняли на разрывной машине «жесткого» типа с максимальным усилием растяжения 98000 Н при скорости деформирования 0,1 мм/с и температуре 293 К. ЭДО выполняли сериями из пяти токовых разрядов при скважности 60 с на режиме, принятом при исследовании схем разрядного контура (см. рис. 3).

Проводили оценку влияния электродинамического воздействия при различных схемах контура на снижение сопротивления материала деформированию $\Delta\sigma$. Начальное значение растягивающего напряжения σ_0 задавали равным 150 МПа, при котором, согласно данным [7], достигаются максимальные показатели эффективности ЭДО — $\Delta\sigma/\sigma_0$ при указанных параметрах режима.

Использовали три варианта схемы разрядного контура (см. рис. 4). При первом варианте (см. рис. 4, *а*) эффективность ЭДО определяли взаимодействием элементов контура, таких как «индуктор + диск» и «электрод + образец металла». При втором варианте схемы контура (см. рис. 4, *б*) показатели $\Delta\sigma/\sigma_0$ определяли электродинамическим взаимодействием пары элементов «электрод + образец металла», а при третьем (см. рис. 4,

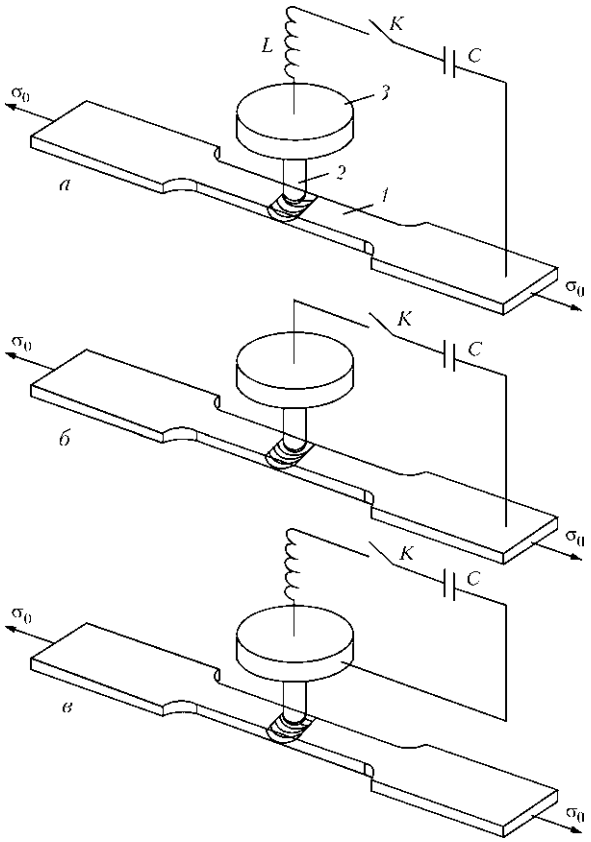


Рис. 4. Схемы ЭДО сплава АМг6 и его сварных соединений: *а–в* см. в тексте

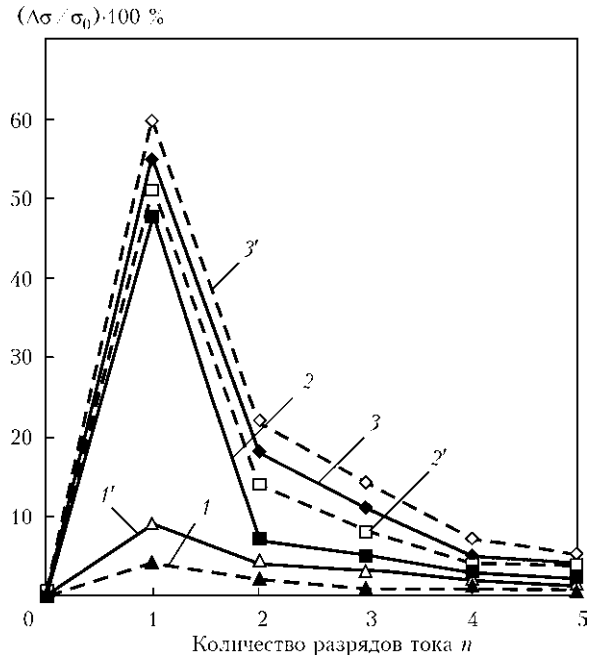


Рис. 5. Влияние схемы разрядного контура на относительную эффективность ЭДО $(\Delta\sigma/\sigma_0)\cdot 100$ % сплава АМг6 и его сварных соединений (обозначения кривых см. в тексте)

в) — электродинамическим взаимодействием элементов «индуктор + диск».

Значения $(\Delta\sigma/\sigma_0)\cdot 100$ % после ЭДО образцов сплава АМг6 и его сварных соединений, реализуемой при различных схемах разрядного контура, представлены на рис. 5, из которого видно, что действие только импульсного тока (кривые *1* и *1′* соответствуют схеме на рис. 4, *б*) не оказывает существенного влияния на сопротивление деформированию и, как следствие, на эффективность ЭДО. При сравнении значений $(\Delta\sigma/\sigma_0)\cdot 100$ % в результате ЭДО в условиях динамической нагрузки (кривые *2* и *2′* соответствуют схеме на рис. *4, в*) и при взаимодействии импульсного тока и динамической нагрузки (кривые *3* и *3′* соответствуют схеме на рис. 4, *а*) можно видеть, что эффективность ЭДО при динамической нагрузке имеет пониженные значения. При этом ЭДО основного металла менее эффективно по сравнению с ЭДО сварных соединений, что видно при сопоставлении кривых *1-3* и *1′-3′*. Это связано с наличием остаточных напряжений в образцах сварных соединений, а в работе [7] показано, что эффективность электродинамических воздействий зависит от значений упругих растягивающих напряжений в материале, подверженном ЭДО.

Повышение эффективности ЭДО при взаимодействии токовой и динамической составляющих по сравнению с динамической нагрузкой можно объяснить взаимодействием электронов проводимости с дислокационными скоплениями в период действия токового импульса [8]. Динамическая нагрузка, значение которой при указанном выше напряжении заряда составляет 20460 Н, создает условия для прорыва барьеров скоплениями дислокаций. Импульсный ток обеспечивает продвижение дислокаций потоком электронов при его воздействии на металл. Таким образом, воздействие только импульсного тока без влияния динамической нагрузки способно обеспечить срыв дислокационных скоплений со стопоров в микрообъеме материала, но недостаточное для инициирования скачка напряжений $\Delta\sigma$ по всему поперечному сечению образца (рис. 5, кривые *1* и *1′*). Динамическая нагрузка (рис. 5, кривые *2* и *2′*) содействует прорыву барьеров дислокационными скоплениями по всему сечению образца в течение первого токового разряда (n = 1 на рис. 5), но ее эффективность существенно снижается при последующих разрядах. Это можно объяснить тем, что при n = 1 энергия динамического воздействия обеспечивает прорыв барьеров для дислокационных скоплений конечной плотности. При этом в металле сохраняются устойчивые дислокационные группировки, плотность которых превышает энергетические возможности динамической нагрузки, что делает малоэффективными токовые разряды n = 2…5 на рис. 5. В то же время динамическое воздействие характеризуется необходимым потенциалом для срыва дислокаций со стопоров, но недостаточным для их продвижения. В пользу данного допущения

свидетельствует различие в показаниях эффективности на участках кривых *2-2′* и *3-3′* при n = = 2…5 на рис. 5. Импульсный ток способствует продвижению дислокаций, сорванных со стопоров динамической нагрузкой при n = 2…5, что дает возможность повышать $(\Delta\sigma/\sigma_0)\cdot 100$ %.. Это видно при сравнении кривых *3-3′* и *2-2′*. Если динамическая нагрузка не обеспечивает срыв дислокаций со стопоров после первого токового разряда (n = 1), то кривые *2-2′* и 3-3′ совпадают в течение всего цикла обработки, т. е. при n = 1…5 на рис. 5. Таким образом, импульсный ток не является единственным параметром, определяющим эффективность ЭДО. Данный механизм применительно к скачкообразной деформации алюминия описан в работе [9].

Для оценки динамических нагрузок, инициируемых электродинамическим воздействием, исследовали распределение продольных волн деформаций при различных схемах разрядного контура, соответствующих представленным на рис. 4, *а*, *в*. При проведении исследований использовали плоский образец сварного соединения сплава АМг6, на поверхности которого вдоль центральной продольной оси располагали тензорезистор с базой 10 мм на расстоянии 70 мм от центра образца, поверхность которого обрабатывали одиночным разрядом тока на режиме, соответствующем зарядному напряжению 480 В. Запись показаний датчиков проводили двухканальным цифровым осциллографом PCS Welleman при развертке 0,1 мс.

Значения волн деформаций $\varepsilon_{ЭДО}$, инициируемых динамической нагрузкой (без воздействия тока) и электродинамическим воздействием, представлены на рис. 6 (соответственно кривые *1* и *2*). Из рисунка видно, что максимальный размах амплитуды волны, который составляет 0,0042, соответствует электродинамическому воздействию (кривая *2*). При этом остаточной пластической деформации в зоне измерения тензодатчиков зарегистрировано не было. Это подтверждают результаты, представленные в работе [7], где указывается, что область пластического деформирования при ЭДО локализована в зоне электродинамического воздействия.

Как видно из рис. 6, периоды нарастания первичной волны деформации для двух вариантов схемы контура равны между собой и составляют 0,05 мс. При этом скорость нарастания волны деформаций при динамической нагрузке (кривая *1*) составляет 0,04 мс, а при электродинамическом воздействии (*2*) достигает 0,049 мс. Более высокая скорость нарастания волны, достигаемая при условии прохождения тока через образец, обеспечивает максимальное значение деформаций растяжения — 0,0024 (кривая *2*). При исключении

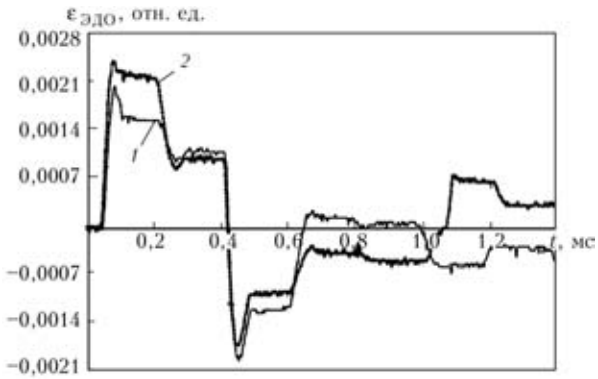


Рис. 6. Значения волн деформаций $\varepsilon_{ЭДО}$, инициируемых динамической нагрузкой (*1*) и электродинамическим воздействием (*2*)

образца из разрядной цепи значение напряжений не превышало 0,002 (*1*). Более заметно влияние импульсного тока на пологом участке спада первичной волны, где разница значений деформаций растяжения на кривых *1* и *2* на протяжении 0,12 мс составляла до 0,0007.

По результатам проведенных исследований можно заключить, что наименьшее влияние на снижение остаточных напряжений в сварных соединениях сплава АМг6 оказывает обработка импульсным током. Более эффективно воздействие динамической нагрузки, реализуемое без прохождения импульсного тока через обрабатываемый материал. Наибольшая эффективность ЭДО имеет место при прохождении импульсного тока через материал, при его совместном воздействии с динамической нагрузкой на образцах со сварным соединением. Таким образом, такое воздействие наиболее предпочтительное при ЭДО сварных соединений тонколистовых конструкций из алюминиевых сплавов.

1. *Исследование* влияния импульсной обработки на повышение ресурса металлических конструкций / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов и др. // Автомат. сварка. — 2005. — № 11. — С. 28–32.
2. *Перераспределение* остаточных сварочных напряжений в результате обработки импульсным электромагнитным полем / Г. В. Степанов, А. И. Бабуцкий, И. А. Мамеев и др. // Пробл. прочности. — 2011. — № 3. — С. 123–131.
3. *Эффективность* электродинамической обработки алюминиевого сплава АМг6 и его сварных соединений / Л. М. Лобанов, И. П. Кондратенко, Н. А. Пащин и др. // Автомат. сварка. — 2012. — № 1. — С. 3–7.
4. *Физические* основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы / Ю. В. Баранов, О. А. Троицкий, Ю. С. Аврамов и др. — М.: Моск. гос. индустр. ун-т, 2001. — 844 с.
5. *Влияние* электродинамической обработки на напряженно-деформированное состояние теплоустойчивых сталей / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов, В. М. Скульский // Автомат. сварка. — 2006. — № 5. — С. 28–32.
6. *Александров Г. Н.* Теория электрических аппаратов. — М.: Высш. шк., 1985. — 312 с.
7. *Лобанов Л. М., Пащин Н. А., Логинов В. П.* Влияние электродинамической обработки на напряженное состояние сварных соединений алюминиевого сплава АМг6 // Автомат. сварка. — 2007. — № 6. — С. 11–13.

8. *Стрижало В. А., Новогрудский Л. С., Воробьев Е. В.* Прочность материалов при криогенных температурах с учетом воздействия электромагнитных полей. — Киев: Ин-т пробл. прочности им. Г. С. Писаренко НАНУ, 2008. — 504 с.

9. *Бобров В. С., Лебедкин М. А.* Электрические эффекты при низкотемпературной скачкообразной деформации алюминия // Физ. твердого тела. — 1989. — **31**, № 6. — С. 120–124.

Influence of various discharge circuits on effectiveness of electrodynamic treatment (EDT) of aluminium alloy AMg6 and its welded joints was studied. It is established that maximum EDT effectiveness is achieved at simultaneous impact of pulsed electric current and dynamic load on the treated metal, while minimum effectiveness is achieved at the impact of just the pulsed current. Deformation wave parameters at EDT of AMg6 alloy welded joints were studied.

Поступила в редакцию 26.07.2012

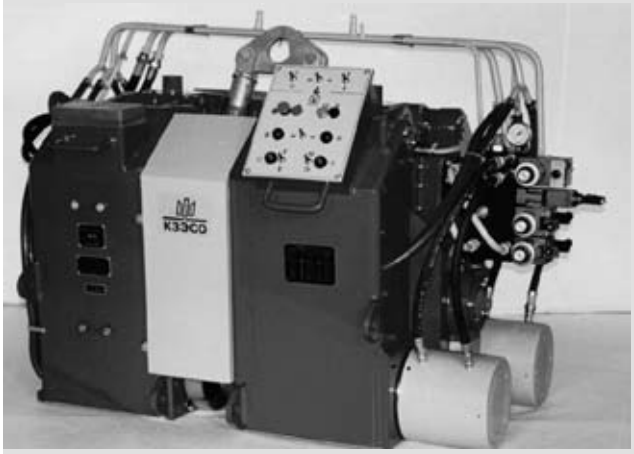
РАЗРАБОТАНО В ИЭС

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ АВТОМАТИЧЕСКОЙ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКИ ОПЛАВЛЕНИЕМ ТРУБОПРОВОДОВ

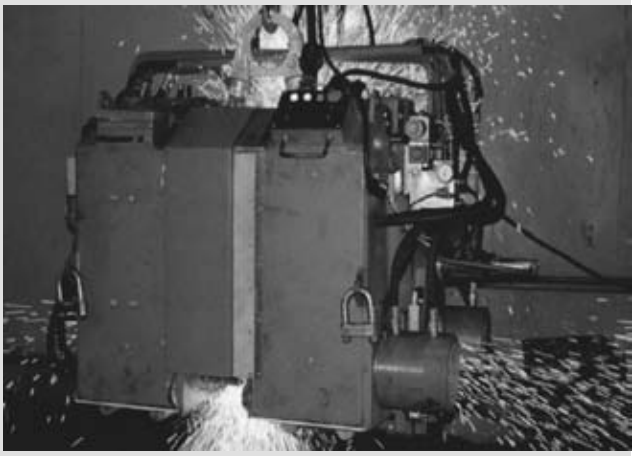
Разработана технология и оборудование для стыковой сварки оплавлением труб диаметром 114…325 мм. Процесс сварки производится в локальной камере (от воды изолируется только зона сварки). Полная автоматизация цикла сварки позволяет проводить сварочные работы без участия сварщиков-водолазов.

Технология и оборудование предназначены для автоматической стыковой сварки оплавлением труб различных категорий прочности и химического состава при строительстве трубопроводов разного назначения диаметром 57…1420 мм, в том числе при строительстве морских и подводных трубопроводов.

Серийное производство трубосварочного оборудования освоено ОАО «Каховский завод электросварочного оборудования», г. Каховка Херсонской области (Украина) и заводом «Псковэлектросвар», г. Псков Ленинградской области (Российская Федерация).



Контактная стыковая машина К813



Контактная стыковая машина К548М

Контактная стыковая машина К805

Контактная стыковая машина К700-1

УДК 621.791.72

ОСОБЕННОСТИ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

В. Д. ШЕЛЯГИН, канд. техн. наук, **В. Ю. ХАСКИН**, **С. В. АХОНИН**, доктора техн. наук,
В. Ю. БЕЛОУС, канд. техн. наук,
И. К. ПЕТРИЧЕНКО, **А. В. СИОРА**, **А. Н. ПАЛАГЕША**, **Р. В. СЕЛИН**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработаны приемы и выбраны режимы гибридной лазерно-дуговой сварки титановых сплавов. Установлено, что гибридная лазерно-дуговая сварка позволяет получать соединения низко- и среднелегированных титановых сплавов со свойствами, не уступающими свойствам основного металла. Ударная вязкость сварных соединений высоколегированного титанового сплава Т110, выполненных гибридной лазерно-дуговой сваркой, значительно выше, чем соединений, выполненных лазерной сваркой.

Ключевые слова: гибридная лазерно-дуговая сварка, лазерное излучение, дуга с неплавящимся электродом, титановые сплавы, эксперименты, режимы, металлография, структуры, механические свойства

В настоящее время титановые сплавы применяют при производстве ответственных конструкций в авиакосмической, химической, приборостроительной промышленности и судостроении. Из них выполняют такие ответственные изделия, как стрингерные панели для самолетов, элементы ракетной техники, емкости для химической промышленности, некоторые корпусные изделия и др. [1]. Зачастую конструкторские решения, заложенные в эти изделия, требуют применения сварочных процессов. На практике более 90 % всех швов выполняется аргонодуговой и электронно-лучевой сваркой [2].

Однако эти способы сварки имеют недостатки как технологического (малую плотность энергии в плазме дугового разряда), так и экономического характера (высокую стоимость даже при малых габаритах большинства вакуумных камер для электронно-лучевой сварки). В последнее время расширяется применение лазерной сварки, имеющей такие преимущества, как высокую плотность энергии в лазерном луче, высокую производительность и прецизионность обработки [3]. Существенным недостатком процесса лазерной сварки является значительная себестоимость оборудования при его реализации. Как показано в работе [4], одним из путей снижения этого показателя может являться частичная замена лазерной мощности дуговой. Кроме того, существуют и технологические ограничения лазерной сварки, связанные с высокой отражающей способностью поверхности многих конструкционных металлов и сплавов, которые могут быть преодолены при использовании гибридного лазерно-дугового процесса.

Работы по гибридной лазерно-дуговой сварке сталей и алюминиевых сплавов ведутся уже около трех десятков лет (например [5]), а в последние десять лет обсуждается возможность ее применения для титановых сплавов [6], накапливаются соответствующие экспериментальные данные. Особенно актуальным является определение влияния термического цикла гибридной лазерно-дуговой сварки на свойства соединений высокопрочных титановых сплавов таких, например, как Т110. В частности, в условиях эксперимента, описанного в работе [7], лазерная сварка сплава Т110 приводила к ухудшению его механических свойств по сравнению с основным металлом.

Целью данной работы является изучение особенностей лазерно-дуговой сварки соединений титановых сплавов, таких как низколегированный титановый сплав ВТ6 и высокопрочный Т110, а также оценка механических свойств полученных сварных соединений.

Для решения этой задачи авторами была реализована технологическая схема процесса гибридной лазерно-дуговой сварки, приведенная на рис. 1. Источником излучения служил Nd:YAG-лазер модели DY 044 (фирма «Rofin Sinar», Германия) мощностью до 4,4 кВт с длиной волны 1,06 мкм, а источником сварочного тока — источник питания ВДУ-601 У3 для автоматической сварки вольфрамовым электродом. Согласно этой схеме вольфрамовый электрод располагается перед лазерным лучом. Такое сочетание лазера и сварки ТИГ позволяет увеличить проплавляющую способность процесса сварки, а также допускает несложное введение присадочной проволоки в зону сварки. Для реализации этой схемы была разработана сварочная головка, обеспечивающая

© В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин, С. В. Ахонин, В. Ю. Белоус, И. К. Петриченко, А. В. Сиора, А. Н. Палагеша, Р. В. Селин, 2012

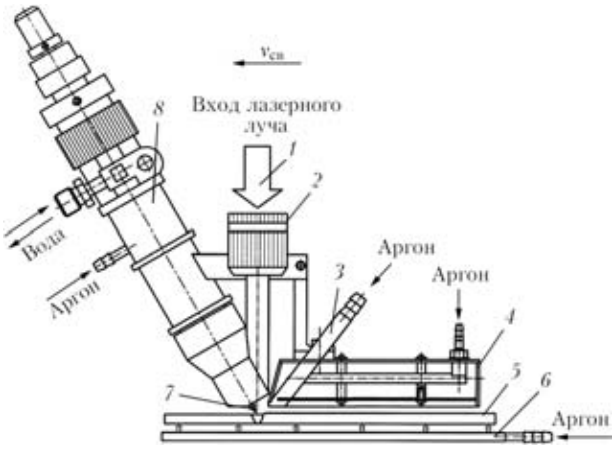


Рис. 1. Схема гибридного лазерно-дугового процесса сварки: *1* — лазерный луч; *2* — устройство для фокусировки; *3* — приспособление для дополнительной подачи защитного газа; *4* — приспособление для защиты зоны сварки и остывающего металла шва и ЗТВ; *5* — свариваемый образец; *6* — приспособление для защиты обратной стороны соединения; *7* — вольфрамовый электрод; *8* — сварочная горелка для сварки ТИГ титана

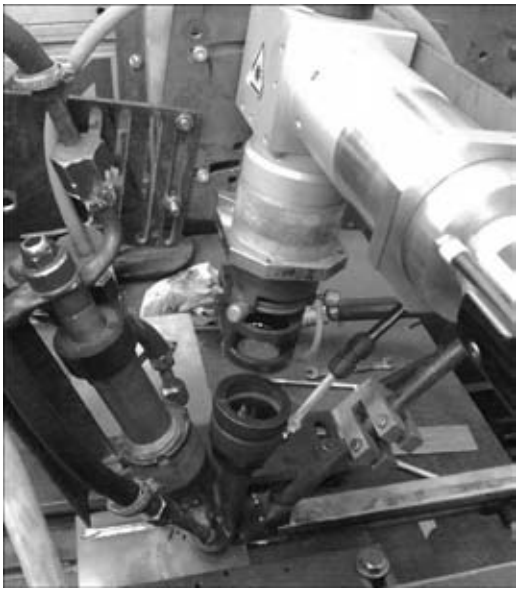


Рис. 2. Внешний вид сварочной головки для лазерно-дуговой сварки титановых сплавов

подвод сфокусированного линзой (фокусное расстояние 300 мм) лазерного луча *1* и вольфрамового электрода *7* (диаметр 5 мм, угол заточки 30°) к определенной точке на поверхности свариваемого образца *5*. Расстояние от конца электрода до поверхности свариваемого образца устанавливали порядка 3 мм. Аналогичным было расстояние от среза нижней части сварочной головки до образца. Заглубление фокальной плоскости лазерного луча под поверхность свариваемого образца варьировали в пределах 0…5 мм в зависимости от его толщины. Углы между нормалью к свариваемой поверхности и осями лазерного луча и электрода выбрали минимально возможными. Эксперименты показали, что для получения гибридного эффекта при сварке расстояние между осью лазерного луча и концом электрода должно составлять 1,0…1,5 мм. При расстоянии между осью лазерного луча и концом электрода менее 1 мм имеет место оплавление и разрушение рабочей части вольфрамового электрода. Если это расстояние более 3 мм, происходит повторное проплавление лазерным лучом закристаллизованного металла сварного шва после действия дуги вольфрамовым электродом. При этом нет существенного увеличения проплавляющей способности лазерно-дугового процесса.

Увеличение глубины проплавления достигалось за счет того, что первой по ходу сварки расположена дуга с неплавящимся электродом (рис. 2), что обеспечивало увеличение лазерного излучения, поглощаемого металлом, так как расплавленный металл имеет лучшую поглощательную способность, чем холодный [8]. Сварочный ток в ходе экспериментов изменяли в пределах 200…450 А, а мощность излучения Nd:YAG-лазера составляла 4,4 кВт. В качестве образцов использовали титановые сплавы ВТ1, ВТ6 и Т110 толщиной δ = 10…13 мм. Защитный газ (аргон) подавали как с верхней, так и с нижней сторон образца. Для обеспечения качественной защиты зоны сварки сварочную горелку оснастили устройством для дополнительного обдува хвостовой части сварочной ванны аргоном (рис.1, позиции *3*, *4*).

Проведенные эксперименты позволили установить, что лазерно-дуговым способом можно сваривать со сквозным проплавлением титановые сплавы толщиной 12 мм на скорости 22…24 м/ч при мощности излучения 4,4 кВт, сварочном токе 400 А и напряжении 12…14 В (рис. 3, *а*, 4, *а*, 5, *а*). Наплавки, выполненные на те же сплавы на указанных режимах отдельно лазерным и отдельно дуговым способами, имели глубину порядка 6 и 5 мм соответственно (рис. 3, *б*, 4, *б*, 5, *б*). Сравнение площадей поперечных сечений этих швов со швами, выполненными гибридным способом, позволяет утверждать, что при лазерно-дуговом процессе сварки наблюдается «гиб-

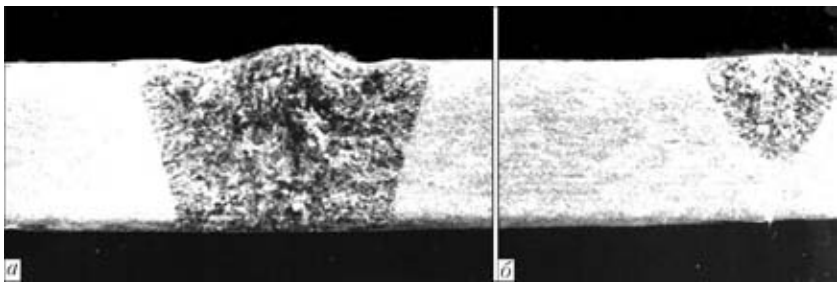


Рис. 3. Макроструктуры наплавок на титановом сплаве ВТ1 (δ = 10 мм): *а* — лазерно-дуговая сварка; *б* — лазерная сварка

Таблица 1. Параметры наплавок и ЗТВ при лазерной и лазерно-дуговой сварке

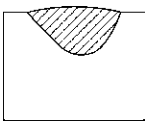
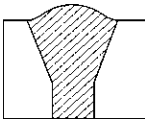
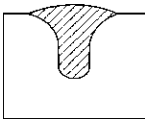
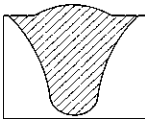
Сплав	Способ сварки	Форма наплавки	Глубина проплавления, мм	Ширина наплавки, мм			Ширина ЗТВ, мм		
				верх	средняя часть	корневая часть	верх	средняя часть	корневая часть
ВТ6	Лазерная		4,0	7,0	2,5	—	1,2	1,8	0,7
	Лазерно-дуговая		13,0 (сквозное)	12,0	5,0	2,3	1,8	4,3	2,3
Т110	Лазерная		6,9	8,0	1,5	1,9	1,2	3,3	0,9
	Лазерно-дуговая		11,0	12,0	5,4	3,4	2,3	4,5	2,5

Таблица 2. Механические свойства сплава ВТ6 и его сварных соединений, выполненных лазерно-дуговой сваркой

Материал	Предел прочности, МПа	Предел пластичности, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкость, Дж/см^2	
					шов	ЗТВ
Основной металл ВТ6 (δ = 13 мм)	888	815	13,6	30	39	
Сварное соединение	911	—	—	—	54	32

ридный» эффект. Он проявляется в неаддитивности суммы площадей сечений швов, выполненных лазерным и дуговым способами, по сравнению с площадью шва, выполненного гибридным способом. Параметры наплавок на сплавы ВТ6 и Т110 при лазерной и лазерно-дуговой сварке приведены в табл. 1.

К основным дефектам лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварки титановых сплавов относятся возможность образования внутренних пор в литом металле шва и неудовлетворительное формирование верхнего валика усиления. Последний дефект заключается в образовании подрезов с двух сторон шва и некотором увеличении самого валика усиления.

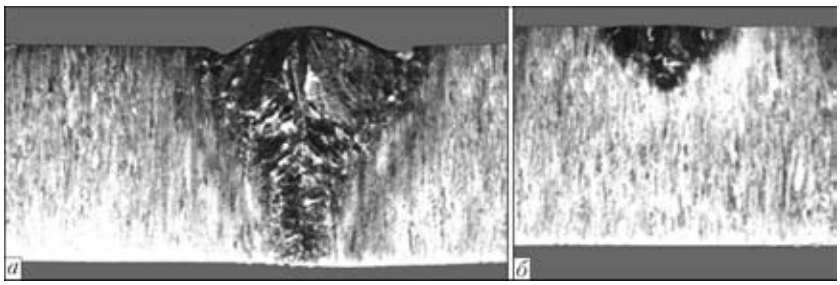


Рис. 4. Макроструктуры наплавок на титановом сплаве ВТ6 (δ = 13 мм): *а* — лазерно-дуговая сварка; *б* — лазерная сварка

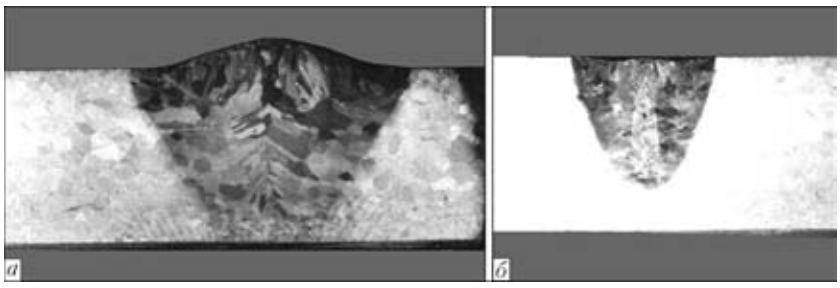


Рис. 5. Макроструктуры наплавок на титановом сплаве Т110 (δ = 13 мм): *а* — лазерно-дуговая сварка; *б* — лазерная сварка

Металлографические исследования сварных швов сплавов ВТ6 и Т110, выполненных лазерной сваркой, показали четко прослеживающуюся дендритную структуру, на фоне которой наблюдаются первичные β-зерна, вытянутые в направлении теплоотвода или же равноосные, имеется субструктура. При лазерно-дуговой сварке сплавов ВТ6 и Т110 в шве образуются преимущественно вы-

Таблица 3. Механические свойства сплава Т110 и его сварных соединений, выполненных лазерной и лазерно-дуговой сваркой

Материал	Предел прочности, МПа	Предел пластичности, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкость, Дж/см^2	
					шов	ЗТВ
Основной металл Т110 (δ = 13 мм)	1130	999	6	5	38	
Сварное соединение:						
лазерно-дуговое	1180	—	—	—	15	23
лазерное	1131	—	—	—	6	13

тянутые в направлении теплоотвода β-зерна, и только в верхней части шва вблизи поверхности сформировались относительно мелкие равноосные зерна.

В отличие от сварного соединения сплава Т110, выполненного лазерной сваркой, ни в шве, ни в зоне термического влияния (ЗТВ) сварного соединения, выполненного лазерно-дуговой сваркой, не наблюдалось субструктуры, микроструктура была более однородной и равномерной. Изучение микроструктуры поперечных шлифов сварных соединений показало, что в выполненных лазерной сваркой швах имеются поры диаметром 0,01…0,035 мм, а в швах, выполненных лазерно-дуговой сваркой, поры не зафиксированы.

Проведенные механические испытания показали, что значения предела прочности сварных соединений титановых сплавов ВТ6 и Т110, выполненных лазерной и лазерно-дуговой сваркой, на 2…4 % больше значений предела прочности основного металла (табл. 2, 3), что, по мнению авторов, объясняется наличием в металле шва дендритной структуры, характерной для литого металла. Измерения ударной вязкости сварных соединений высоколегированного титанового сплава Т110, выполненных лазерно-дуговой сваркой, показали удовлетворительные значения.

В связи с особенностями лазерной и лазерно-дуговой сварки, характеризующимися испарительным механизмом образования парогазового канала, были проведены исследования сварных соединений на определение доли легирующих элементов в литом металле швов и сравнении ее с содержанием этих же элементов в основном металле. Исследования химической микронеоднородности в образцах сплава Т110, сваренных лазерным и лазерно-дуговым способами, проводились по алюминию, ниобию, цирконию, молибдену, ванадию, железу с помощью растрового микроскопа-микроанализатора модели SX-50 французской фирмы «Камека». В приборе использовался электронный зонд, состоящий из пучка электронов диаметром 1 мкм. Объем определяемой массы составлял 1…3 мкм^3 в зависимости от глубины проникновения зонда в исследуемый материал. Установлено, что как в случае лазерной, так и в случае гибридной сварки, отклонение содержания исследуемых элементов лежало в пределах допустимого разброса легирующих элементов в марочном составе сплава. Следовательно, при сварке на указанных режимах опасность выгорания отдельных легирующих элементов сплава отсутствует.

Выводы

1. Разработана конструкция сварочной головки для гибридной лазерно-дуговой сварки (луч + + ТИГ) титановых сплавов, при которой лазерный луч расположен за сварочной дугой. Такая сварочная головка обеспечивает удовлетворительное качество защиты зоны сварки и остывающего металла сварного шва.

2. Установлено, что применение предложенной схемы лазерно-дуговой сварки при мощности лазерного луча 4,4 кВт и сварочном токе 400 А обеспечивает двукратное увеличение глубины проплавления по сравнению с результатами одной лишь лазерной сварки, выполненной при мощности 4,4 кВт. При этом как в случае лазерной, так и в случае гибридной сварки опасность выгорания легирующих элементов сплава отсутствует.

3. Разработаны технологические приемы и выбраны режимы лазерно-дуговой сварки, которые обеспечивают при мощности лазерного луча 4,4 кВт и скорости сварки 22…24 м/ч сквозное проплавление образцов титановых сплавов ВТ6 и Т110 толщиной до 13 мм.

4. Предел прочности сварных соединений титановых сплавов ВТ6 и Т110, выполненных лазерной и лазерно-дуговой сваркой, на 2...4 % больше значений предела прочности основного металла.

5. Лазерно-дуговая сварка имеет большую проплавляющую способность по сравнению со сваркой одним лишь лазерным лучом и позволяет получать сварные соединения высоколегированных титановых сплавов с удовлетворительной пластичностью и ударной вязкостью.

6. Проведенные исследования показали, что гибридная лазерно-дуговая сварка позволяет получать соединения низко- и среднелегированных титановых сплавов со свойствами, не уступающими свойствам основного металла.

1. *Металлургия* и технология сварки титана и его сплавов / С. М. Гуревич, В. Н. Замков, В. Е. Блащук и др. — 2-е изд., доп. и перераб. — Киев: Наук. думка, 1986. — 240 с.
2. *Электронно-лучевая* сварка / О. К. Назаренко, А. А. Кайдалов, С. Н. Ковбасенко и др.; под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1987. — 255 с.
3. *Laser* welding of titanium alloys / B. E. Paton, V. D. Shelyagin, S. V. Akhonin et al. // The Paton Welding J. — 2009. — № 7. — P. 30–34.
4. *Гибридная* сварка излучением CO_2-лазера и дугой плавящегося электрода в углекислом газе / В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин, В. П. Гаращук и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 10. — С. 38–41.
5. *TIG* or MIG arc augmented laser welding of thick mild steel plate / J. Matsuda, A. Utsumi, M. Katsumura et al. // Joining and Materials. — 1988. — **1**, № 1. — P. 31–34.
6. *Ottimizzazione* dei parametri di saldatura ibrida laser-arco della lega di titanio Ti6Al4V / M. Brandizzi, C. Mezzacappa, L. Tricarico, A. A. Satriano // Riv. ital. Saldat. — 2010. — № 2. — S. 77–85.
7. *Лазерне* зварювання конструкційних титанових сплавів / В. Ф. Топольський, С. В. Ахонін, В. Д. Шелягін та ін. // Теория и практика металлургии. — 2010.— № 5/6. — С. 22–27.
8. *Лазерная* техника и технология. В 7 кн. Кн. 5: Лазерная сварка металлов: Учеб. пос. для вузов / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов / Под ред. А. Г. Григорьянца. — М.: Высш. шк., 1988. — 207 с.

Techniques were developed, and parameters were selected for hybrid laser-arc welding of titanium alloys. It was established that hybrid laser-arc welding makes it possible to produce the joints on low and medium titanium alloys with properties that are not inferior to those of the base metal. Impact toughness of the hybrid laser-arc welded joints on high titanium alloy T110 is much higher than that of the laser welded joints.

Поступила в редакцию 19.09.2012

РАЗРАБОТАНО В ИЭС

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ СВАРКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ТОЛЩИНОЙ ДО 400 мм

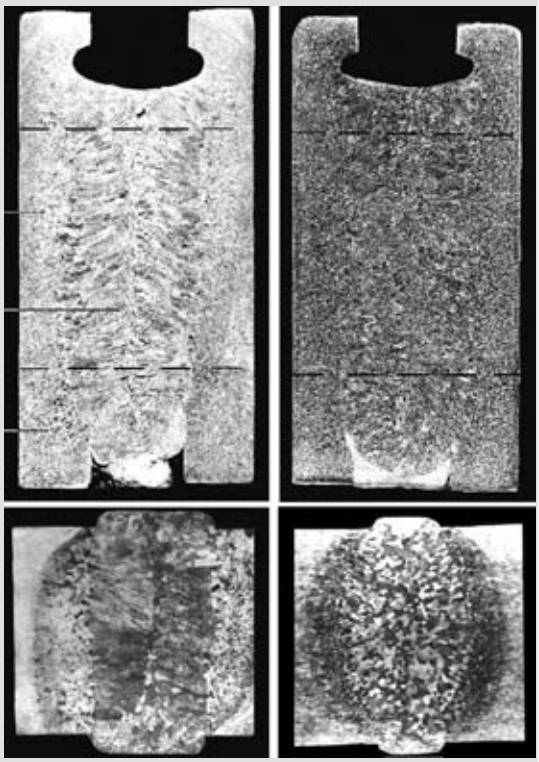
Технология предназначена для сварки деталей и узлов толщиной 40…400 мм из титана и его сплавов при выполнении стыковых, угловых и тавровых соединений.

Сварка осуществляется вертикальными швами за один проход без разделки кромок. Максимальная толщина свариваемого металла в месте стыка 400 мм при максимальной длине шва до 2 м и сварочном зазоре 22…30 мм. В зависимости от конструктивных особенностей изделий сварка может вестись с использованием проволочных электродов, плавящегося мундштука и пластинчатого электрода.

Отличительной особенностью технологии является использование электромагнитного воздействия на сварочную ванну, обеспечивающего высокое качество сварных соединений.

Преимущества:

- возможность сварки изделий толщиной до 400 мм за один проход без разделки кромок;
- высокая производительность процесса сварки;
- мелкозернистая структура металла шва без пор, шлаковых включений, несплавлений и прочих дефектов;
- простота и надежность используемого технологического оборудования.



Макрошлифы сварных соединений, выполненных без электромагнитного воздействия (*слева*) и с воздействием (*справа*)

УДК 621.791.052:620.193.2

КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ТАВРОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т И МЕТОДЫ ЕЕ ПОВЫШЕНИЯ

Е. В. КОЛОМИЙЦЕВ, канд. техн. наук (ПАО ММК им. Ильича, г. Мариуполь)

Приведены результаты испытаний на усталость тавровых соединений нержавеющей стали 12Х18Н10Т на воздухе и в коррозионной среде, а также определено влияние поверхностного упрочнения на повышение прочностных свойств и долговечности сварных элементов крыльевых устройств судов на подводных крыльях.

Ключевые слова: дуговая сварка, ММА, ТИГ, нержавеющая сталь, сварные соединения, коррозионная среда, усталостная прочность, долговечность, поверхностное упрочнение, остаточные напряжения

Нержавеющая сталь аустенитного класса марки 12Х18Н10Т широко используется при изготовлении различных сварных конструкций, которые в процессе эксплуатации подвергаются воздействию переменных нагрузок. К ним относятся крыльевые устройства (КУ) судов на подводных крыльях (СПК), ролики нагревательных печей металлургических предприятий, сварные узлы изделий химического и энергетического машиностроения.

В данной работе представлены результаты усталостных испытаний тавровых соединений стали 12Х18Н10Т на воздухе и в морской воде как в исходном состоянии после сварки, так и после упрочняющей обработки с применением шарикостержневого упрочнителя (ШСУ).

Опыт эксплуатации судов типа «Комета» показал [1, 2], что трещины в КУ образуются на плоскостях крыльев, в местах соединения кронштейна с плоскостью крыла, в кронштейнах гребных валов [1, 2]. При эксплуатации в условиях Азовского моря трещины на судах «Комета», «Колхида» образуются в течение 1,5…2 месяцев после ремонта и через 2…3 недели в условиях Черного моря. Их приходится исправлять путем разделки и заварки дефектных мест, что сопровождается значительными затратами, связанными как с самим ремонтом, так и с выводом судна из эксплуатации в навигационный период.

Долговечность КУ может быть повышена за счет новых конструктивных решений или путем технологических операций, к которым относятся, в частности, упрочняющие обработки, которые создают в поверхностных слоях напряжения сжатия [3, 4].

© Е. В. Коломийцев, 2012

Целью настоящей работы является оценка влияния упрочняющей обработки на долговечность и прочность КУ судов типа «Комета».

Для этого из листового проката стали 12Х18Н10Т толщиной 12 мм были изготовлены образцы с тавровыми соединениями, выполненными ручной сваркой электродами ЭА-400/10У, а также аргонодуговой сваркой с применением присадочной проволоки Св-04Х19Н11М3.

Химический состав стали 12Х18Н10Т, мас. %: 0,09 C; 1,52 Mn; 0,71 Si; 18,4 Cr; 10,2 Ni; 0,19 Cu; 0,76 Ti; 0,008 S; 0,018 P, а ее механические свойства следующие: $\sigma_в$ = 588 МПа; $\sigma_т$ = 363 МПа; δ = 55 %.

Испытания проводили на резонансных установках при консольном изгибе по симметричному циклу. Частота нагружения составляла 35…45 Гц. Ширина рабочей части образцов — 100 мм [5]. База испытаний на воздухе составляла 10^7, в коррозионной среде (морская вода) — $3{\cdot}10^7$ циклов. Предел выносливости, полученный на этой базе, экстраполировали по уравнению второго участка кривой коррозионной усталости на базу 10^8 циклов [6].

Всего было испытано шесть партий образцов, по десять штук в каждой. Упрочнению подвергали шов и околошовную зону шириной до 15 мм с обеих сторон шва. Из разрушенных образцов послеусталостных испытаний изготавливали шлифы, на которых определяли месторасположение трещины, а также глубину упрочненного слоя. В поверхностных слоях, подвергшихся упрочнению, микротвердость наклепанного металла составила 3220…4240 МПа, тогда как ненаклепанного — 2460…3010 МПа, а глубина упрочненного слоя — 2 мм.

Результаты испытаний показали следующее. Предел выносливости при испытаниях на воздухе образцов, выполненных ручной сваркой (рис. 1), в результате упрочнения возрос с 90 до 140 МПа, т. е. в 1,5 раза, долговечность при напряжениях 140…180 МПа — в 14…20 раз.

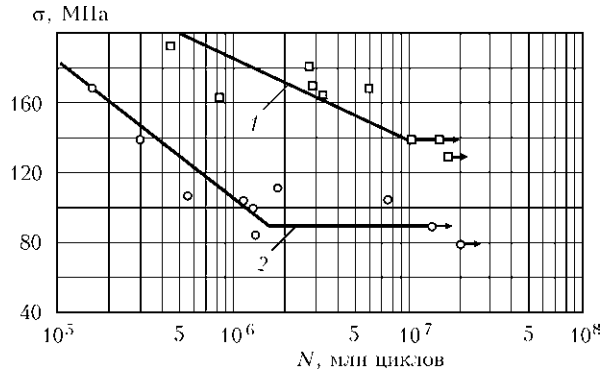


Рис. 1. Кривые усталости тавровых соединений, выполненных ручной сваркой: *1* — исходное состояние после сварки; *2* — после упрочнения с применением ШСУ

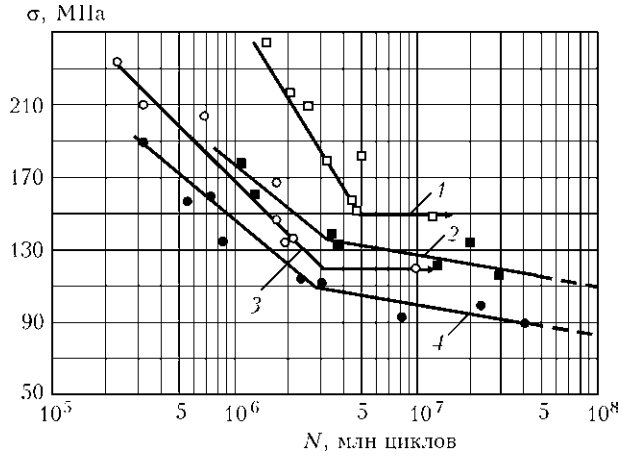


Рис. 2. Кривые усталости тавровых соединений, выполненных аргонодуговой сваркой: *1* — после упрочнения с применением ШСУ (воздух); *2* — после упрочнения (СМВ); *3* — исходное состояние после сварки (воздух); *4* — исходное состояние (СМВ)

Предел выносливости образцов, выполненных аргонодуговой сваркой, при испытаниях на воздухе увеличился со 120 до 150 МПа, т. е. в 1,25 раза, а долговечность при напряжениях 150…230 МПа — в 4…8 раз (рис. 2, кривые *1*, *3*). В коррозионной среде на базе 10^7 циклов предел выносливости увеличился с 100 до 127 МПа, т. е. в 1,3 раза (рис. 2, кривые *2*, *4*), долговечность при напряжениях 120…140 МПа — в 4…13 раз; на базе $3{\cdot}10^7$ циклов — с 93 до 120 МПа (в 1,3 раза), долговечность — в 3…13 раз; на базе 10^8 циклов (экстраполяция) — с 83 до 110 МПа (в 1,35 раза), долговечность при напряжениях 110…120 МПа — в 14…30 раз.

Как видно из рис. 3, на образце, прошедшем упрочнение, трещина возникла и развивалась не в месте перехода шва к основному металлу (как обычно), а с противоположной стороны. Возможно, такой факт зафиксирован впервые.

Приведенные выше данные отличаются от полученных нами ранее [7], т. е. эффект от наведения сжимающих напряжений в поверхностных слоях пластическим деформированием проявляется сильнее на стали 12Х18Н10Т, чем на

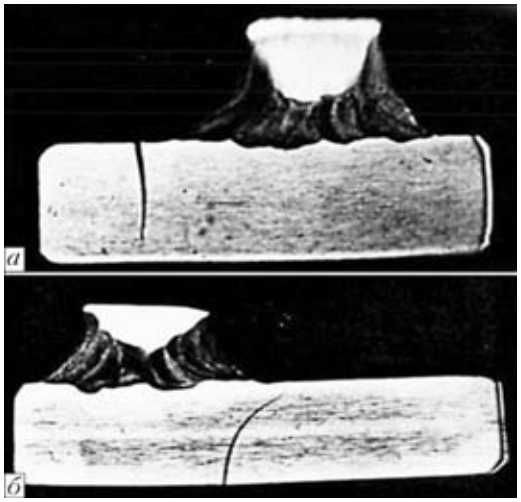


Рис. 3. Расположение усталостных трещин в сварных образцах без упрочнения (*а*) и после упрочнения с применением ШСУ (*б*)

стали 15Г2ФБ и на тавровых соединениях в большей мере, чем на стыковых.

Представленные в данной работе результаты позволяют рекомендовать судовладельцам СПК использовать упрочняющую обработку с применением ШСУ для увеличения долговечности и прочности КУ судов типа «Комета», что снизит затраты на ремонт и повысит надежность данного класса судов.

Выводы

1. Усталостная прочность тавровых соединений стали 12Х18Н10Т, выполненных ручной и аргонодуговой сваркой, на базе 10^7 циклов составила 90 и 120 МПа соответственно.

2. Коррозионно-усталостная прочность тавровых соединений стали 12Х18Н10Т, выполненных аргонодуговой сваркой, на базе 10^7 циклов составила 100, на базе 10^8 — 83 МПа.

3. Пластическое деформирование с применением ШСУ повысило усталостную прочность тавровых соединений стали 12Х18Н10Т до 140 и 150 МПа для ручной и аргонодуговой сварки соответственно: долговечность — в 4…8 раз для соединений, выполненных аргонодуговой сваркой, и в 14…20 раз для соединений, выполненных ручной сваркой; коррозионно-усталостную прочность до 127 МПа на базе 10^7 циклов и до 110 МПа на базе 10^8 циклов, т. е. в 1,3 раза; долговечность при напряжениях 110…120 МПа была увеличена в 14…30 раз.

4. Упрочняющая обработка КУ СПК с применением ШСУ может быть рекомендована к внедрению на судоремонтых предприятиях.

1. *Зиганченко П. П., Кузовенков Б. П., Тарасов И. К.* Суда на подводных крыльях (конструирование и прочность). — Л.: Судостроение, 1981. — 205 с.
2. *Кузовенков Б. П.* Некоторые сведения по повреждаемости крыльевых устройств // Тр. НТО судпрома. — 1968. — Вып. 101.

3. *Степанов В. Г., Клестов М. И.* Поверхностное упрочнение корпусных конструкций. — Л.: Судостроение, 1977. — 198 с.
4. *Олейник Н. В., Кычин В. П., Луговской А. Л.* Поверхностное динамическое упрочнение деталей машин. — Киев: Техніка, 1984. — 151 с.
5. *Коломийцев Е. В., Серенко А. Н.* Экспериментальная оценка сопротивления усталости стыковых соединений низколегированных сталей в коррозионной среде // Автомат. сварка. — 1985. — № 4. — С. 49–52.
6. *Коломийцев Е. В., Карпов И. В.* К выбору базы испытаний корпусных сталей на коррозионную усталость // Судостроение. — 1986. — № 10. — С. 39–40.
7. *Коломийцев Е. В., Серенко А. Н.* Влияние ультразвуковой и лазерной обработок на сопротивление усталости стыковых сварных соединений в воздушной и коррозионной средах // Автомат. сварка. — 1990. — № 11. — С. 13–15.

Results of fatigue testing of tee-joints on stainless steel 12Kh18N10T in air and in corrosive medium are presented, and influence of surface strengthening on improvement of strength properties and fatigue life of welded elements of hydrofoil ship wing assemblies is determined.

Поступила в редакцию 04.09.2012

РАЗРАБОТАНО В ИЭС

ВЫСОКОЧАСТОТНАЯ МЕХАНИЧЕСКАЯ ПРОКОВКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Упрочняющая высокочастотная механическая проковка (ВМП) сварных соединений является развитием технологий поверхностного пластического деформирования металлов и применяется для повышения служебных характеристик сварных соединений конструкций различного назначения прежде всего для повышения их сопротивления усталости. Поверхностное пластическое деформирование металла при ВМП осуществляется в результате механического импульсного действия ударных элементов ручного инструмента, возбуждаемых ультразвуковым генератором.

Для упрочнения сварных соединений в целях повышения сопротивления усталости при ВМП пластическому деформированию подвергается только зона сплавления шва с основным металлом шириной 4…7 мм.

По сравнению с другими способами поверхностного пластического деформирования сварных соединений ВМП имеет следующие преимущества: высокую производительность и экономичность; компактность и мобильность оборудования; незначительную площадь обработки (зона перехода от металла шва к основному металлу); обработку в произвольном пространственном положении; возможность прогнозирования эффективности обработки; возможность использования на стадиях производства и эксплуатации конструкций.

УДК 621.791.01:669

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ЖЕЛЕЗНОГО ПОРОШКА И СОЕДИНЕНИЙ ЩЕЛОЧНЫХ МЕТАЛЛОВ В СОСТАВЕ ПОКРЫТИЯ ЭЛЕКТРОДОВ НА ИХ САНИТАРНО-ГИГИЕНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Академик НАН Украины **И. К. ПОХОДНЯ**, **И. Р. ЯВДОЩИН**, канд. техн. наук, **И. П. ГУБЕНЯ**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Установлена зависимость удельных выделений и химического состава твердой составляющей сварочного аэрозоля от содержания железного порошка в покрытии электродов. Рассмотрено влияние содержания соединений калия в составе покрытия рутиловых и основных электродов на их санитарно-гигиенические характеристики.

Ключевые слова: ручная дуговая сварка, электроды, электродное покрытие, сварочный аэрозоль, состав покрытия, санитарно-гигиенические характеристики, твердая составляющая, удельные выделения

Ручная дуговая сварка покрытыми электродами на сегодня востребована и, по прогнозам специалистов [1, 2], продолжит свое существование благодаря ряду преимуществ: относительно невысокой цене процесса и расходных материалов, возможности сварки во всех положениях и в труднодоступных местах, отсутствию жестких требований к квалификации сварщика. Вместе с тем уже более 50 лет продолжаются поиски путей улучшения санитарно-гигиенических характеристик электродов.

Определены факторы, влияющие на уровень выделения аэрозоля [3], который состоит из газообразной составляющей сварочного аэрозоля (ГССА) и твердой составляющей сварочного аэрозоля (ТССА). Одним из главных факторов, определяющим уровень удельных выделений и химический состав ТССА, является состав электродного покрытия, поскольку именно оно при нагреве и плавлении является главным источником аэрозоля — 35…70 % от общего объема в зависимости от вида электродного покрытия [3, 4].

Железный порошок, широко применяемый при производстве покрытых электродов, позволяет повысить производительность труда сварщика, снизить стоимость сварочных работ, улучшить сварочно-технологические свойства электродов [5]. Повышение производительности достигается благодаря увеличению перехода в сварочную ванну металлической составляющей электродного покрытия.

Исследование влияния содержания железного порошка в электродном покрытии на санитарно-гигиенические характеристики проводили на основе электродов АНО-37 с рутиловым видом покрытия (первая серия экспериментов). Изготавливали четыре партии экспериментальных электродов с содержанием железного порошка 0, 10, 20, 30 мас. % (индекс электродов ДЗ-0, ДЗ-1, ДЗ-2, ДЗ-3 соответственно).

Сварку проводили в камере [4] от источника переменного тока — трансформатора СТШ-500 (табл. 1). Санитарно-гигиенические свойства оценивали следующим образом: сварочный аэрозоль, образовавшийся в камере в процессе сварки, путем полной фильтрации осаждался на фильтры ФПП-15-1,5, которые взвешивали до и после осаждения. Полученная разница по массе, отнесенная к массе сожженной части электрода или времени горения дуги, представляет собой удельные выделения (D, г/кг) или интенсивность выделения (G, г/мин) ТССА соответственно.

При этом также путем осаждения аэрозоля на целлюлозный фильтр и механического удаления его в стеклянную тару дополнительно отбирали ТССА для химического анализа методом рентгеновской флуоресцентной спектрометрии (СРМ-25) (табл. 2, рис. 1).

Результаты экспериментов свидетельствуют о значительном (более 20 %) уменьшении выделений ТССА при введении железного порошка в электродное покрытие. Это объясняется следую-

Таблица 1. Режимы сварки покрытыми электродами серии ДЗ

Индекс электродов	$U_{св}$, В
ДЗ-0	26...28
ДЗ-1	26...28
ДЗ-2	25...27
ДЗ-3	24...26

Примечание. Сварочный ток 180 А.

© И. К. Походня, И. Р. Явдощин, И. П. Губеня, 2012

Таблица 2. Химический состав соединений ТССА электродов серии АНО-37 с рутиловым покрытием, мас. %

Индекс электродов	Na_2O	SiO_2	TiO_2	MnO	Fe_2O_3	CaO	K_2O	Al_2O_3	P_2O_5	SO_3
ДЗ-0	2,85	18,2	2,91	11,08	50,28	0,53	13,03	0,17	0,60	0,38
ДЗ-1	2,73	22,38	2,76	8,94	51,87	0,56	9,68	0,18	0,51	0,35
ДЗ-3	2,65	22,73	2,11	6,50	50,80	0,48	13,6	0,16	0,50	0,50

щими факторами: изменением температуры капли на торце электрода [4], общим относительным уменьшением компонентов электродного покрытия, активно принимающих участие в образовании сварочного аэрозоля (целлюлоза, ферромарганец, мрамор), что приводит к значительному уменьшению (почти в 2 раза) содержания токсичного соединения марганца в составе ТССА (табл. 2). Были проведены также испытания сварочно-технологических свойств электродов, которые дали хорошие результаты — добавление железного порошка не ухудшало поведение металла и шлака при сварке, не повлияло на отделимость шлака и формирование металла.

Соединения щелочных металлов в составе электродного покрытия могут находиться в виде связующего (водорастворимые силикаты), а также как стабилизирующий компонент, поскольку имеют низкую работу выхода электронов.

Содержание соединений калия и натрия в покрытии оказывает большое влияние на валовые выделения и химический состав ТССА, так как они, с одной стороны, характеризуются высоким давлением насыщенного пара, а с другой — оказывают влияние на номинальное напряжение на дуге, а значит, и на температурную обстановку в зоне дуги.

Для определения влияния содержания соединений щелочных металлов на санитарно-гигиенические характеристики электродов с рутиловым покрытием была проведена серия исследований.

Соединения щелочных металлов в виде титаната калия вводили в электродное покрытие рутиловых электродов (серия Э) за счет снижения содержания железного порошка (табл. 3). Содержание компонентов, используемых в покрытии и не приведенных в табл. 3, не изменялось. Кроме того, в электродных покрытиях этой серии присутствовали силикаты натрия (Э1) и калия

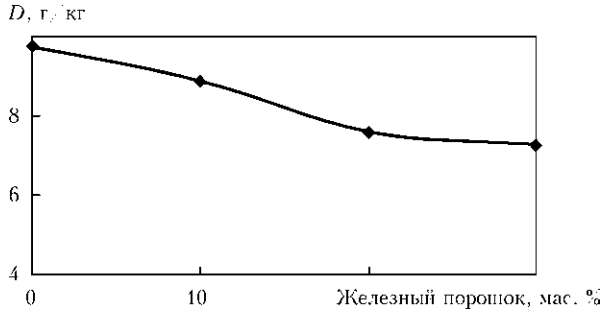


Рис. 1. Зависимость удельных выделений ТССА от содержания железного порошка в электродном покрытии

Таблица 3. Содержание компонентов в покрытии в рутиловых электродов, мас. %

Компоненты покрытия	Э1	Э2	Э3	Э4	Э5
Титанат калия	—	—	4	8	12
Железный порошок	10	10	6	2	—
Тип жидкого стекла	Na	K	K	K	K

(Э2…Э5) в составе сухого остатка жидкого стекла, которое используется в качестве связующего. Электродами проводили сварку на переменном токе от трансформатора СТШ-500. В ходе сварки определяли удельные выделения ТССА и отбирали пробы для определения химического состава ТССА по изложенной выше методике. Изменяемые содержания компонентов покрытия приведены в табл. 3, режимы сварки — в табл. 4, химический состав — в табл. 5, удельные выделения — на рис. 2.

Анализ результатов эксперимента показывает, что с ростом содержания соединений калия в электродном покрытии удельные выделения ТССА снижаются, что можно объяснить понижением напряжения (см. табл. 4) вследствие увеличения

Таблица 4. Режимы сварки покрытыми электродами серии Э

Индекс электродов	$U_{св}$, В
Э1	26…28
Э2	24…26
Э3	21…23
Э4	20…22
Э5	20…22
Примечание. Сварочный ток 185 А.	

Таблица 5. Химический состав соединений ТССА электродов серии Э с рутиловым покрытием, мас. %

Индекс электродов	K_2O	SiO_2	TiO_2	MnO	MgO	CaO	Fe_2O_3
Э1	4,46	11,7	2,82	16,3	1,72	0,54	49,1
Э2	9,75	16,3	3,44	16,0	1,72	0,50	48,6
Э3	13,04	13,6	3,77	14,7	1,69	0,50	45,6
Э4	14,4	15,0	3,46	13,0	1,58	0,59	45,9
Э5	22,4	11,73	3,43	9,0	1,51	0,40	47,9

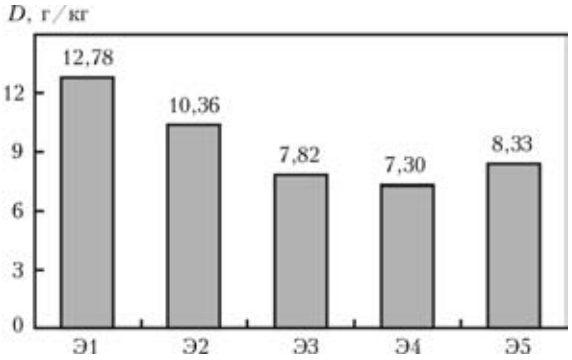


Рис. 2. Удельные выделения ТССА электродов с рутиловым покрытием

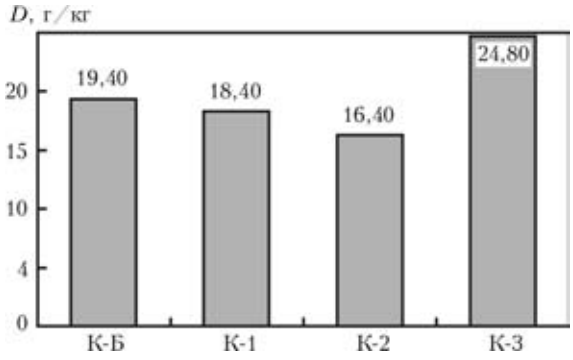


Рис. 3. Удельные выделения ТССА электродов с основным покрытием

количества ионов калия в столбе дуги. Это приводит к уменьшению мощности дугового разряда и снижению интенсивности испарения расплавленных частиц металла и шлака. Однако при высоком содержании соединений калия (Э5) скорость испарения увеличивается, несмотря на уменьшение мощности дуги, что приводит к росту удельных выделений ТССА — срабатывает фактор роста концентрации соединений калия в шлаковом расплаве. При этом содержание K_2O в ТССА увеличивается, а токсичных соединений марганца — уменьшается (см. табл. 5).

Во второй серии экспериментов (серия К) оценивали влияние содержания соединений калия на санитарно-гигиенические характеристики электродов с основным покрытием. В качестве источника соединения калия использовали поташ (K_2CO_3), который вводили в покрытие в количествах 0, 2, 4 и 8 % (табл. 6). Содержание компонентов, используемых в покрытии и не приведенных в таблице, не изменялось.

Таблица 6. Содержание компонентов покрытия основных электродов, мас. %

Компоненты покрытия	К-Б	К-1	К-2	К-3
Железный порошок	30	28	26	22
Поташ	—	2	4	8
Тип жидкого стекла	Na	Na	Na	Na

Таблица 7. Режимы сварки покрытыми электродами серии К

Индекс электродов	$U_{св}$, В
К-Б	26…27
К-1	25…26
К-2	24…25
К-3	23…24
Примечание. Сварочный ток 190…200 А.	

Таблица 8. Химический состав соединений ТССА электродов с основным покрытием, мас. %

Индекс электродов	Mn	Si	K	Na	Ca	Al	Fe	F
К-Б	4,1	1,9	5,2	14,0	15,0	0,33	16,9	23,2
К-1	3,6	1,5	12,0	12,7	11,6	0,35	18,1	18,1
К-2	3,3	1,4	13,8	11,8	10,7	0,27	17,9	18,3
К-3	2,6	1,2	19,6	9,4	9,6	0,20	17,1	20,3

Сварку проводили на постоянном токе обратной полярности от выпрямителя ВД-306. Режимы сварки приведены в табл. 7, химический состав ТССА — в табл. 8, удельные выделения ТССА — на рис. 3.

Результаты, как и в предыдущей серии для электродов с рутиловым покрытием, показывают, что увеличение содержания щелочных металлов в электродном покрытии сначала приводит к снижению выделений ТССА, а при высоком содержании соединений калия — к росту выделений ТССА. Такая зависимость объясняется влиянием двух противоположно действующих факторов: с одной стороны, уменьшением мощности дуги в результате падения напряжения и соответственно понижением температуры расплавов металла и шлака, что приводит к снижению интенсивности испарения, а с другой — увеличением содержания в шлаковом расплаве соединений щелочных металлов с высокой упругостью давления паров, что приводит к росту интенсивности испарения. На определенном этапе (при высоком содержании соединений калия) второй фактор превалирует и приводит к росту выделений ТССА (К-3).

С помощью рентгеновского флуоресцентного анализа химического состава ТССА установлено, что с ростом содержания соединений калия в электродном покрытии основного вида увеличивается содержание калия в ТССА, а марганца, кремния, натрия и кальция — уменьшается (табл. 8).

Проведенные исследования подтверждают возможность улучшения санитарно-гигиенических характеристик электродов за счет регулирования состава покрытия. Полученные результаты представляют практический интерес и будут использованы в дальнейшей разработке универсальных электродов с покрытием рутилового вида.

1. *Походня И. К.* Сварочные материалы: состояние и тенденции развития // Автомат. сварка. — 2003. — № 3. — С. 9–20.
2. *Маковецкая О. К.* Основные тенденции на рынке сварочной техники в 2008–2011 гг. и прогноз его развития // Там же. — 2012. — № 6. — С. 44–50.
3. *Voitkevich V.* Welding fumes: formation, properties and biological effects. — Cambridge: Abington publ., 1995. — 110 p.
4. *Металлургия* дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электродов / И. К. Походня, В. Н. Горпенюк, С. С. Миличенко и др.; под ред. акад. И. К. Походни. — Киев: Наук. думка, 1990. — 222 с.
5. *Походня И. К., Марченко А. Е., Бейнии А. М.* Высокопроизводительные электроды с железным порошком в покрытии // Автомат. сварка. — 1961. — № 10. — С. 52–68.

Presented is the dependence of the specific emissions and chemical composition of the particulate matter of welding fumes on the content of iron powder in electrode covering. Effect of the content of potassium compounds in covering of rutile electrodes on their sanitary-hygienic characteristics is considered.

Поступила в редакцию 08.10.2012

РАЗРАБОТАНО В ИЭС

ТЕХНОЛОГИЯ УТИЛИЗАЦИИ ШЛАКОВОЙ КОРКИ В ТРУБОСВАРОЧНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Разработана технология переработки отходов флюса после сварки, включающая сепарацию с последующим возвратом годного флюса в производство и изготовление из шлаковой корки флюса АН-60СМ. Технология производства флюса из шлаковой корки не предусматривает энергоемкого и экологически опасного процесса выплавки флюса в печах. Флюс изготавливается путем многостадийного дробления шлаковой корки, магнитной сепарации, россева полупродукта и сушки.

Флюс АН-60СМ по DIN 32522-81 имеет класс FMS 168 ACM SHP 53-403-40(2-16). Шлаковая основа: SiO_2–MnO–CaO–CaF_2. Основность (по формуле МИСа) — 0,85. Насыпная плотность — 1,3…1,8 кг/дм^3. Механические свойства металла шва, сваренного под этим флюсом (Ст3 + + Св08А): предел текучести — 375 МПа, временное сопротивление — 500 МПа, ударная вязкость KCU при +20 °С — 125 Дж/см^2, KCV при –20 °С — 40 Дж/см^2 (сталь 10ХСНД + Св10ГН).

Утилизация отходов флюса сварочного производства позволяет сократить количество закупки исходного флюса. Изготавливаемый из шлаковой корки флюс АН-60СМ пригоден для сварки взамен флюсов общего назначения АН-348А, ОСЦ-45, АНЦ-1 в судо-, резервуаростроении, общем и химическом машиностроении.

Флюс АН-60СМ обеспечивает стойкость металла шва против образования пор в 1,5…2 раза выше, чем флюсы типа АН-348А (содержание диффузионного водорода меньше 3 см^3/100 г металла шва).

Внедрение технологии переработки шлаковой корки позволяет сэкономить до 50 % стоимости исходного флюса за счет повторного использования регенерированного флюса в производстве.

Технология производства флюсов на основе переработки шлаковой корки не требует энергоемкой, сопровождающейся вредными выбросами в атмосферу, плавки флюса в печи.

УДК 621.791

СОВРЕМЕННЫЙ РЫНОК СВАРОЧНОЙ ТЕХНИКИ СЕВЕРНОЙ АМЕРИКИ

О. К. МАКОВЕЦКАЯ, канд. экон. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены статистические данные, характеризующие современное состояние и основные тенденции развития рынка сварочной техники Северной Америки.

Ключевые слова: сварочное оборудование, сварочные материалы, основные показатели, рынок, статистика

Рынок сварочной техники Северной Америки — один из крупнейших региональных рынков мира (30 % мирового сварочного рынка). По данным Американского бюро статистики США, в 2011 г. стоимостный объем производства оборудования (исключая трансформаторы) и аксессуаров для сварки и пайки, таких как оборудование для дуговой, контактной, газовой, плазменной, лазерной, электронно-лучевой, ультразвуковой сварки; сварочных электродов, сварочной проволоки (покрытой и с сердечником); оборудования для пайки (исключая ручные паяльники), составил 4,9 млрд дол. (2009 г. — 3,6 млрд дол., 2010 г. — 4,1 млрд дол.). Объем импорта из 76 стран мира составил 1,4 млрд дол., а экспорта — 1,8 млрд дол. (163 страны). Таким образом, стоимостный объем потребления оборудования и материалов для сварки и пайки в США в 2011 г. составил 4,6 млрд дол. Следует отметить, что несмотря на 25 % годовой рост производства сварочная промышленность США в 2011 г. не достигла докризисного объема производства, который составлял в 2008 г. 5,1 млрд дол. [1].

На рис. 1 приведена структура производства основных видов продукции для сварки и пайки в США в 2011 г.

В структуре производства США 79 % составляют оборудование и аксессуары для сварки и пайки и 21 % — материалы. Основную долю производства сварочного оборудования (около 70 %) составляют машины для дуговой и контактной сварки.

В структуре потребления сварочного оборудования также доминирует оборудование для дуговой и контактной сварки, на долю которого приходится около 70 % всего объема потребления.

В структуре потребления сварочных материалов на долю сварочных и присадочных материалов приходится 73 %, остальное — кислород и защитные газы. Среди газов, применяемых для сварки и резки, преобладает потребление кислорода и ацетилена. Как защитные газы наиболее широко применяются аргон и диоксид углерода [2].

Согласно данным японского издания «The Japan Welding News for the World», в 2011 г. доля стран Северной Америки (США и Канада) в мировом объеме потребления сварочных материалов составила 7,2 % (430 тыс. т): объем потребления покрытых электродов — 60,2 тыс. т, сплошной проволоки — 232,2 тыс. т, порошковой проволоки — 94,6 тыс. т, материалов для сварки под флюсом — 43 тыс. т.

В таблице приведена структура потребления основных видов сварочных материалов в отдельных регионах и странах мира, включая Северную Америку [3, 4].

В структуре потребления сварочных материалов стран Северной Америки доминируют сплошная и порошковая проволоки, доля которых составила в 2011 г. 54 и 22 % соответственно.

Количественный объем потребления оборудования для дуговой и контактной сварки в странах Северной Америки в 2010 г. составил 115 тыс. шт., из которых 94 % — оборудование для дуговой сварки, а стоимостный — 596 млн дол. (78 % — оборудование для дуговой сварки).

В странах Северной Америки постоянно растет уровень автоматизации сварочного производства.

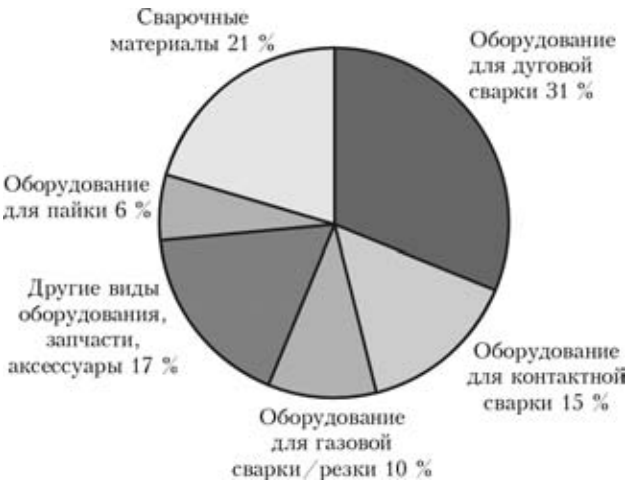


Рис. 1. Стоимостная структура объемов производства оборудования и материалов для сварки и пайки за 2011 г.

© О. К. Маковецкая, 2012

Структура потребления основных видов сварочных материалов в ряде регионов и стран мира, %

Регион/страна	Покрытые электроды		Сплошная проволока		Порошковая проволока		Материалы для сварки под флюсом (проволока+флюс) и др.		Всего, тыс. т	
	2008	2011	2008	2011	2008	2011	2008	2011	2008	2011
Северная Америка	15	14	58	54	21	22	6	10	520	430
Китай	60	51	25	29	4	8	11	12	2600	3000
Европа	13	12	64	54	11	19	12	13	680	570
Япония	12	10,4	47	42,8	30	35,3	11	11,5	364,8	285,6
Корея	14	13	37	35	39	40	10	12	260	230
Россия и страны СНГ	58	51	27	29	4	6	11	14	240	220
Мир, всего	44,2	41,1	35,9	35,1	10,0	12,6	9,9	11,2	5784,8	5945,6

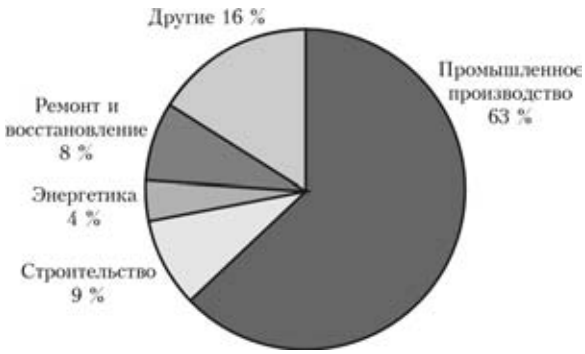


Рис. 2. Отраслевая структура потребления сварочной техники в США за 2010 г.

В 2011 г. в мире было установлено 43440 ед. сварочных роботов, из которых 9 тыс. ед. в Северной Америке, что составляет 20,7 % всего количества сварочных роботов, установленных в мире. По структуре потребления доля роботов для контактной сварки составляет 2/3, а для дуговой сварки — 1/3 от всего количества установленных сварочных роботов [5].

Отраслевая структура потребления сварочной техники в США представлена на рис. 2.

По оценке Американского сварочного общества, в ближайшие годы рост потребления сварочной техники в США следует ожидать в сельскохозяйственном машиностроении, дорожном строительстве и мостостроении, железнодорожном транспорте и путей сообщения, энергетике, нефтехимической промышленности (включая строительство нефте- и газопроводов, танкеров для транспортировки нефти и газа).

Прогнозируется, что в 2015 г. при ежегодном росте на 6,4 % стоимостный объем потребления оборудования и материалов для сварки и пайки в США достигнет 7,1 млрд дол. При этом в отраслях промышленного производства объем потребления сварочной техники составит 4,4 млрд дол., а в строительстве — 750 млн дол. [6].

По данным Бюро статистики США, в национальной экономике занято около 970 тыс. рабочих и специалистов-сварщиков [7].

Основными производителями сварочной техники в США являются:

«Lincoln Electric Holdings Inc.» — ведущий мировой производитель оборудования и материалов для сварки и пайки. Включает бренды: «Brastek», «Harris». Компания имеет 40 заводов в 19 странах мира, а ее дистрибьютерская сеть охватывает более 160 стран. Объем продаж компании в 2011 г. достиг 2,7 млрд дол., что составило около 50 % всего объема продаж на рынке США и 16 % на мировом рынке сварочной техники. На конец 2011 г. занимала 1-е место в рейтинге крупнейших мировых производителей сварочной техники [8];

«Illinois Tool Works» — крупнейшая диверсифицированная компания. Включает бренды: ITW, «Miller Electric», «Hobart», «Bernard», «Weldcraft», «Jetline», «Elga», «Tian» TVai, WIA. Производственные мощности и дистрибьютерская сеть расположены в 57 странах мира. Объем продаж в 2010 г. составил 15,9 млрд дол., из которых 12 % приходится на сварочные материалы и оборудование. По данным [9] она занимала 3-е место в рейтинге крупнейших мировых производителей сварочной техники;

«Thermadyne Holdings» — ведущий производитель газопламенного оборудования в США. Включает бренды: «Thermadyne Industries», «Thermadyne Dynamics», «Victor», «Tweco», «Arcair», «Thermal Arc», «Stoody», «Turbo Torch», «Firepower and Cigweld». Производственные мощности и дистрибьютерская сеть расположены в Америке, Европе, Азии. Объем продаж в 2010 г. составил 487,4 млн дол. По данным [10] занимала 7-е место в рейтинге крупнейших мировых производителей сварочной техники.

1. *Value* of shipments for product classes: 2010 and earlier years. Annual Survey of Manufactures // U.S. Census Bureau. — http://www.census.gov.
2. *Welding* and soldering equipment manufacturing industry in the U.S. and its International Trade. Rep. — www.Reportlinker.com.
3. *Worldwide* demand for welding consumables. Worldwide demand for welding machines // The Japan Welding News for the World. — 2011. — **15**, № 55. — P. 5–6.

4. *Worldwide* demand for welding consumables. Worldwide demand for welding machines // Ibid. — 2009. — **13**, № 47. — P. 7.
5. *General* description for welding robots market // Ibid. — 2012. — **165**, № 56. — P. 6–7.
6. *US demand* for welding equipment & consumables to exceed $7 Billion (USD) in 2015//DAILY NEWS. —2011. — Nov. 11.
7. *Occupation* employment statistics. 51-4121 Welders, cutters, solders and brazers. 51-4122. Welding, soldering and brazing machine setters, operators and tenders // U.S. Census Bureau. — http://www.census.gov.
8. *Lincoln* Electric Holdings, Inc. 4Q 2011. Financial results conference call, Febr. 17, 2012. — http://www.lincolnelectric.com.
9. *ILLINOIS* TOOL WORKS INC. 2011 Annual Report. — http://www.itw.com.
10. *Thermadyne* Holdings Corporation. Investor presentation. Aug., 2011. — http://www.thermadyne.com.

The paper presents statistical data characterising the state-of-the-art and main trends in development of the welding market in the North America.

Поступила в редакцию 03.09.2012

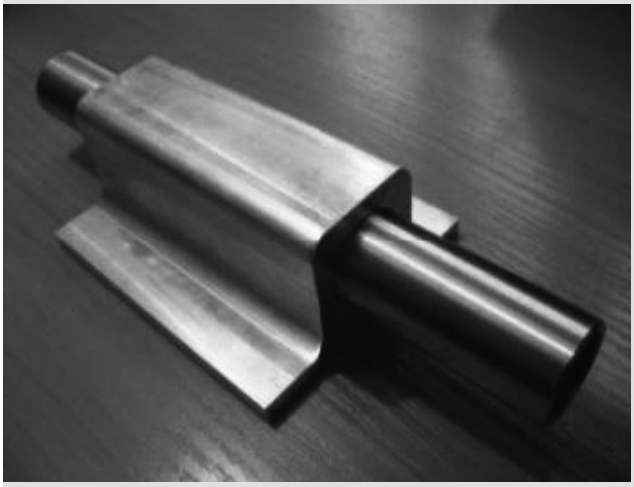
РАЗРАБОТАНО В ИЭС

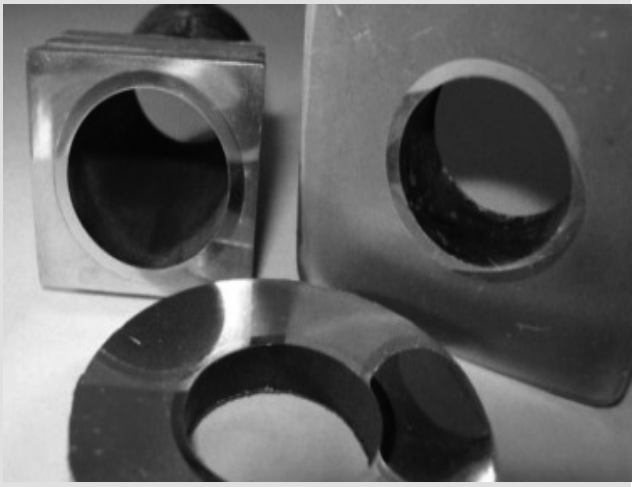
ТЕХНОЛОГИЯ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Предлагается оригинальный способ диффузионного соединения биметаллических теплообменных систем, а также капсулирующих блоков для микроэлектроники путем использования двух промежуточных прослоек: демпферного, нанесенного микроплазменным методом, и активатора из жидкого металла. Первый слой регулирует разницу в значениях коэффициентов температурного расширения соединяемых материалов, а второй обеспечивает адгезию их поверхностей. Оба промежуточных слоя соответствуют функциональному назначению свариваемого изделия, т. е. не препятствуют теплоотводу. Особенностью данного способа является низкий температурный режим соединения (140…250 °С). Наличие тонкого интерметаллидного слоя, который при этом образуется, исключает разъединение деталей в процессе эксплуатации изделия.

При осуществлении технологического процесса возможно одновременное соединение металлических элементов блока и закрепление внутри него компонентов микроэлектроники. С этой целью в качестве внешней оболочки микроэлектроники используют поликарбонат повышенной плотности с температурой плавления 140…200°С. Внешняя деталь теплообменного блока может быть изготовлена из различных легких сплавов с высоким коэффициентом теплопроводности: пористого алюминия, магниевых и алюминиевых сплавов с кремнием. Для обеспечения качественного крепления металлических деталей блока используют конусность внешней цилиндрической поверхности или наличие продольных пазов. Способ рекомендуется для соединения по замкнутым, цилиндрическим и сопрягающимся поверхностям.

Области применения. Изготовление сварных приборных элементов для ракетно-космической техники, кораблей, воздушного и наземного транспорта, работающих в сложных условиях эксплуатации.





Пример теплообменного блока и фрагменты диффузионного соединения разнородных металлов

ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

В. В. Осин (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины) защитил 14 ноября 2012 г. кандидатскую диссертацию на тему «Порошковые проволоки для наплавки металла, который содержит неметаллические включения, играющие роль твердой смазки».

Работа посвящена исследованию закономерностей формирования в сплавах на основе железа включений, играющих роль твердой смазки, и созданию нового класса материалов для наплавки.

Установлено, что триботехнические свойства наплавленного металла 50Х9С3Г и 20Х5М2ФС, легированного серой, зависят от общего содержание сульфидов, их формы и размера. Для обеспечения оптимальных триботехнических свойств этих типов наплавленного металла объемное содержание сложных сульфидов основных легирующих элементов должно составлять 1,5…2,0 %, а их размеры не должны превышать 0,02 мм. Для выполнения этих условий необходимо, чтобы содержание серы составляло 0,5…0,8 %, а суммарное содержание основных легирующих элементов (молибдена, хрома, ванадия, марганца) — 8…10 %. При меньшем содержании сульфиды не могут существенно влиять на триботехнические свойства наплавленного металла. При большем — износостойкость наплавленного металла может даже снижаться, так как сульфиды имеют относительно небольшую твердость и не могут оказать сопротивление изнашиванию.

Определено объемное содержание включений графита (1,0…1,3 %), которое обеспечивает оптимальные эксплуатационные свойства наплавленного металла типа графитизированной стали 150С2Ю. Для получения такого количества графитных включений наплавленный металл должен содержать 1,3… 1,5 % углерода, 1,5…2,0 % кремния, 0,1…0,2 % алюминия и 0,02…0,05 % кальция, наплавка должна производиться с подогревом до 350…400 °С и отпуском при этой температуре после наплавки. При меньшем содержании графитные включения не могут существенно влиять на триботехнические свойства наплавленного металла. При большем — эти свойства наплавленного металла в значительной степени снижаются вследствие образования большого количества включений графита, в том числе и хлопьевидной формы.

По результатам исследований разработана порошковая проволока ПП-Нп-20Х5М2СГФ (ПП-АН209), содержащая серу, для наплавки деталей, которые эксплуатируются в условиях трения металла по металлу при комнатных и повышенных температурах, и порошковая проволока ПП-Нп-150С2Ю (ПП-АН206) для восстановления и упрочнения деталей и инструментов, эксплуатирующихся при умеренных температурах.

Для опытно-промышленной проверки порошковой проволоки ПП-Нп-20Х5М2СГФ (ПП-АН209) произведена наплавка штампов горячей штамповки на ОАО ТКШЗ (г. Токмак). Достигнуто увеличение износостойкости в 1,3…1,5 раза по сравнению с серийными штампами из стали 5ХНМ.

Экономический эффект от использования разработанной порошковой проволоки ПП-Нп-20Х5М2СГФ для наплавки одного штампа составляет 2150 грн./год.

УДК 621.791:062.2/.4

2-й МЕЖДУНАРОДНЫЙ КОНГРЕСС «СВАРКА И СОЕДИНИТЕЛЬНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

3–5 октября 2012 г. в Мадриде (Испания) состоялся 2-й Международный конгресс специалистов в области сварки материалов и различных соединительных технологий. Он был организован Испанской Ассоциацией сварки и соединительных технологий CESOL совместно с Союзом промышленников Испании, Политехническим университетом Мадрида, под эгидой Европейской федерации сварки, ряда ведущих министерств страны. CESOL — неправительственная, неприбыльная Ассоциация индивидуальных специалистов и организаций, интересы и деятельность которой направлена на развитие новых материалов и различных соединительных технологий. Ассоциация создана в 1993 г. в результате слияния двух организаций — ADESOL (Испанской Ассоциации развития сварки), основанной в 1977 г., и CES (Испанского центра сварки и соединительных технологий), основанной в 1988 г. Ассоциация представлена во всех международных профессиональных организациях этого профиля и занимается образовательной деятельностью, профессиональной сертификацией специалистов и компаний, инспектированием и мониторингом сварных конструкций, внедрением систем контроля качества процессов сварки.

Конгресс открылся торжественным заседанием с приветственными выступлениями различных высокопоставленных официальных лиц страны и руководителей CESOL. От имени Европейской федерации сварки участников конгресса приветствовал и выступил с докладом ее президент проф. Дорин Дехелян (Румыния).

Конгресс собрал более 500 специалистов — представителей различных фирм, университетов, лабораторий Испании, Японии, США, Германии, Франции, Португалии, Польши и других стран. Украину представлял проф. В. С. Коваленко, который выступил с пленарным докладом «Laser Welding: State of the Art, Applications and Problems». Следует отметить, что вопросам разработки процессов сварки с использованием лазерного излучения на конгрессе уделялось повышенное внимание. Так, с большим интересом участники встретили доклад проф. С. Катаямы (Исследовательский институт сварки Осакского университета, Япония) «Recent Progress in Fundamental Research and Industrial Applications of Laser Welding». Серию докладов, посвященных изучению процессов лазерной сварки соединений из ферритно-аустенитных сталей в лазерном центре, возглавляемом проф. Хозе Луисом Осанной, представили сотрудники этого центра. Был заслушан также доклад проф. Г. Комас

Проф. В. Коваленко и проф. Х. Осанна (директор Лазерного центра) на приеме в мерии Мадрида

(G. Comas), который касался вопросов разработки процессов лазерной наплавки тугоплавких композиций для повышения износостойкости изделий. Кстати, произвело очень благоприятное впечатление общее знакомство с деятельностью лазерного центра, который административно подчинен Политехническому университету Мадрида. В центре работает 25 сотрудников, а также большая группа аспирантов и студентов. Он оснащен сверхсовременным лазерным оборудованием и контрольно-измерительной техникой.

Основные направления научно-исследовательских работ охватывают довольно широкий круг процессов традиционной лазерной обработки — сварку, наплавку, раскрой материалов, упрочнение металлических изделий, очистку поверхности, маркировку, обработку отверстий и пр. К новым направлениям исследований следует отнести разработки процессов микро- и нанообработки, высокоэффективных технологических лазерных систем, сертификацию методов контроля качества изделий, изготовленных с применением лазерной технологии, лазерных мониторинговых систем для экологии, а также лазерных устройств дистанционной диагностики.

Особый интерес представляли новые исследовательские проекты, выполняемые центром в настоящее время: HICARLAW E! 3209 — промышленная разработка и приборное обеспечение дистанционных процессов лазерной сварки изделий автомобилестроения; SHOCKLAS — разработка технологии и оборудования для улучшения механических свойств поверхности металлических материалов с использованием шоковых лазерных воздействий; PSE MICROMANUFACTURING — разработ-

ка инновационных технологий микрообработки изделий; FP6-STREP PHODYE — разработка фотонных микросенсоров и др.

Следует особо отметить, что на многих фирмах организовано производство с использованием лазеров при изготовлении собственной продукции. Ряд таких компаний организовали участки лазерной технологии, оснащенные современными технологическими установками и специальным контрольно-измерительным оборудованием. В качестве характерного примера можно привести фирму «Hydracorte, S.L.», в которой активно функционирует отделение лазерной сварки, оборудованное дисковым лазером TruDisk 4002 мощностью 4,4 кВт и укомплектованное роботом KUKA KR30 HA. Руководитель этого отделения Рикардо Вейра выступил на конгрессе с интересным докладом «Внедрение технологии лазерной сварки при изготовлении машиностроительного оборудования», в котором наряду с обсуждением ряда исследовательских материалов приведены разнообразные примеры высокоэффективного применения лазерных сварки и резки для изготовления ответственных изделий различных машин и устройств. Фирма имеет амбициозные планы в направлении дальнейшего развития работ.

Работа конгресса проводилась в четыре сессии: процессы сварки; адгезионные материалы и процессы; обрабатываемые материалы и их свариваемость; оборудование и оснастка. На двух дополнительных сессиях под общим названием «информационная сессия» рассматривали различные аспекты инновационной деятельности в данной области сварочной науки и технологии. Кроме того, ряд докладов был представлен в виде стендовой информации (стендовых докладов).

В большинстве докладов освещались разработки в области традиционных процессов сварки с акцентами на различные инновации в этой области; опыт применения разработанных процессов, оборудования и приборов в автомобилестроении, аэрокосмической отрасли, строительной индустрии, энергетике, судостроении, химической и нефтяной промышленности. Практически во всех докладах основное внимание уделялось проблемам повышения прочности, качества, надежности соединений, повышения их износостойкости и долговечности.

Одновременно с работой конгресса была проведена выставка новейших образцов диагностических систем, установок и программного обеспечения для виртуального обучения сварщиков, симуляции различных процессов сварки, демонстрировались новые разработки измерительных приборов и устройств (фирмы ESI, «Fronius International GmbH», «APOLO», «AIMEN» и др.).

В заключение следует отметить особую творческую атмосферу конгресса, большой процент молодых специалистов, успешные выступления представителей промышленности. Создалось впечатление, что никакие природные, политические и социальные потрясения в мире и стране не смогли отразиться на качестве проведения международного научного конгресса, дальнейшей консолидации усилий специалистов в области сварки по проблемам повышения эффективности разрабатываемых технологических процессов и оборудования.

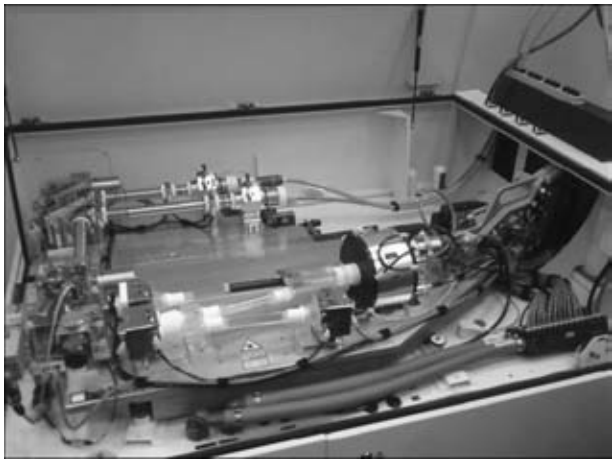
В. С. Коваленко, д-р техн. наук

УДК 621.791:061.2/.4

ОТКРЫТИЕ ЛАЗЕРНОГО ЦЕНТРА В КИРОВЕ

16 октября 2012 г. в Кирове в рамках специализированного межправительственного соглашения о научно-техническом сотрудничестве Германии и России в сфере лазерных и оптических технологий (2004 г.) был открыт Вятский лазерный инновационно-технологический центр (ВЛИТЦ). Основной особенностью этого центра является то, что германская сторона, представленная фирмами «Trumpf» и «KUKA», бесплатно предоставила оборудование российской стороне, обеспечила обучение технического персонала для его обслуживания. В свою очередь российская сторона предоставила помещение соответствующего уровня для германской техники, а также подвод необходимых коммуникаций, энергоносители и обслуживающий персонал.

ВЛИТЦ был открыт на базе ООО «Станкоинструментальный завод Термит», директор которого А. А. Тюфтин оказал значительную помощь в его создании. Дело в том, что на территории указанного предприятия некоторое время уже существовал лазерный участок, оборудованный дисковым лазером фирмы «Trumpf» модели TruDisk 1000 мощностью 1 кВт и двумя трехкоординатными манипуляторами портального типа. Этот участок был создан в 2011 г. и явился первым этапом создания в рамках российско-германского некоммерческого партнерства ВЛИТЦ. Основой для создания партнерства послужило подписание в 2005 г. межгосударственного соглашения России и Германии о модернизации технологии производства в РФ. На основании этого соглашения правительством Германии и была осуществлена первая поставка в Киров лазерного оборудования, дооснащенного в пос-



Устройство дискового лазера модели TruDisk 4001

леднее время более мощным промышленным комплексом.

Таким образом, к оборудованию вновь созданного ВЛИТЦ добавился лазерный технологический комплекс TruLaser Robot 5020. В его состав входят лазер фирмы «Trumpf» модели TruDisk 4001 мощностью 4 кВт и антропоморфный робот фирмы «KUKA» с шестью степенями свободы. В рабочем поле этого комплекса, которое представляет собой пространство 1400×800×1200 мм (ширина-высота-глубина), может перемещаться любая сварочная, резательная или наплавочная головка массой до 30 кг с точностью ±0,1 мм.

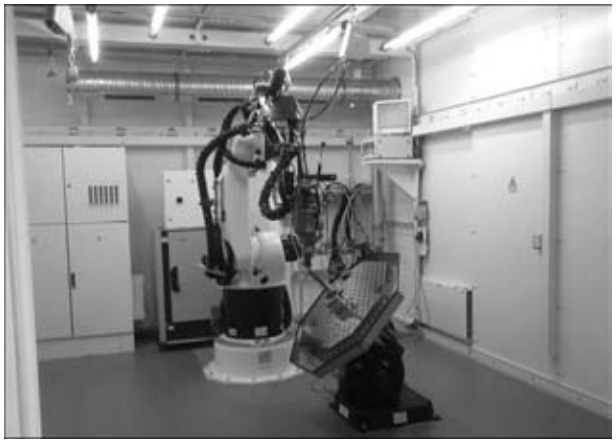
В планах директора ВЛИТЦ, канд. техн. наук А. М. Чиркова, целый ряд технологических разработок, в частности:

— лазерная сварка штуцеров высокого давления для двигателей внутреннего сгорания;

— лазерная сварка тонколистовых (порядка 3 мм) алюминиевых сплавов без использования присадочных материалов;

— сварка шестерен автомобильной коробки передач последовательным тандемом двух лазерных пучков;

Демонстрация возможностей трехкоординатного портального манипулятора, снабженного оптической головкой с системой сканирования излучения фирмы «Trumpf»



Вид внутреннего пространства защитной камеры лазерного технологического комплекса TruLaser Robot 5020, снабженного антропоморфным роботом-манипулятором фирмы «KUKA»

— изготовление вытяжных пуансонов методом импульсной лазерной шовной сварки, лазерная сварка резьбового стержня с шариком из стали ШХ-15 для компрессора бытового холодильника;

— лазерная сварка автомобильных гидротолкателей из стали 12ХН3А;

— лазерная сварка различного рода сильфонных узлов;

— восстановление геометрических размеров бывших в эксплуатации лопаток турбин;

— восстановление крестовин локомотивов методом лазерной наплавки;

— лазерно-плазменное упрочнение режущих поверхностей зубьев отрезных фрез;

Дисковый лазер модели TruDisk 4001

Подписание договора о сотрудничестве между ВЛИТЦ и ВятГУ (за столом *слева* — директор ВЛИТЦ А. М. Чирков, *справа* — ректор ВятГУ В. Пугач)

— лазерное нанесение защитных полимерных нанокомпозитных покрытий на резьбы насосно-компрессорных труб, позволяющее примерно на порядок повысить их эксплуатационный ресурс;

— лазерно-плазменная технология цементации стальных поверхностей;

— лазерно-плазменное полирование поверхностей при атмосферных условиях;

— лазерно-плазменное рафинирование поверхностей;

— лазерно-плазменная очистка поверхностей.

В настоящее время под руководством и при непосредственном участии А. М. Чиркова защищены патентами и отработаны несколько десятков технологий, в том числе таких универсальных, как лазерная сварка сталей с высоким углеродным эквивалентом, лазерно-плазменное рафинирование сталей при атмосферных условиях, лазерно-плазменное полирование поверхности, лазерно-плазменное напыление. В стадии проработки находятся контракты на восстановление лопаток турбин авиационных двигателей, лопаток турбин газоперекачивающих станций, валов прокатных станов способом лазерной наплавки.

На открытии ВЛИТЦ с германской стороны присутствовали представители фирм «Trumpf» и «KUKA», руководитель отдела коммуникаций и развития бизнеса Международного лазерного центра Ганновера Клаус Дитер Новицки. С российской стороны присутствовали губернатор Кировской области Никита Белых, главный федеральный инспектор Фердауис Юсупов, глава города Кирова Владимир Быков, ректор ВятГУ Валентин Пугач, представители фирм-производителей, а также лазерных инновационно-технологических центров из других регионов России. Директором ВЛИТЦ и ректором ВятГУ в торжественной обстановке был подписан двусторонний договор о совместном сотрудничестве и обучении студентов.

В. Ю. Хаскин, д-р техн. наук

УДК 621.791:061.2/.4

МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ОБОРУДОВАНИЯ И ТЕХНОЛОГИЙ «WELDEX/РОССВАРКА 2012»

С 23 по 26 октября 2012 г. в Москве в КВЦ «Сокольники» проходила 12-я Международная специализированная выставка «Weldex/Россварка 2012». Она традиционно является площадкой для вывода на рынок новых сварочных технологий, презентаций продукции, местом встречи производителей, поставщиков и потребителей. Выставка открывает новые перспективы для бизнеса ее участников, а посетителям дает возможность ознакомиться с трендами развития металлообрабатывающей отрасли, помогает установить новые деловые контакты.

На выставке около 250 участников представили передовые сварочные технологии, новые материалы и оборудование для сварки, резки, пайки, наплавки и нанесения защитных покрытий. В выставке приняли участие компании — мировые лидеры отрасли: «Линкольн Электрик» (США), «Эсаб» (Швеция), «Мессер Эвтектик Кастолин» (Германия). Среди новых участников выставки 2012 г. такие компании, как «Кельберг Винстервальд Плазма и Машины» (Германия), «Хундай Велдинг» (Южная Корея), «Хёгапас» (Швеция), «Редбо» (Китай), «Уральский электродный завод», «ЕвроЛюкс-Групп», «Промышленная группа Векпром», «Термокат», ТД «ТОС» (все Россия) и многие другие.

По сравнению с выставкой 2011 г. география участников расширилась — были представлены компании из 19 стран — Австрии, Беларуси, Великобритании, Германии, Италии, Казахстана, Китая, Кореи, Латвии, Польши, Португалии, России, США, Турции, Узбекистана, Украины, Франции, Швейцарии, Швеции.

Мощная рекламная компания привлекла значительное количество посетителей — представителей

самых разных предприятий из различных отраслей промышленного производства России, стран СНГ, а также других стран. Это содействовало максимальному раскрытию потенциала выставки, повышению ее посещаемости, расширению возможностей для установления сотрудничества.

На торжественной церемонии открытия «Weldex/Россварка» с приветственным словом к многочисленным гостям и участникам обратились М. Э. Башелеишвили, генеральный директор Международной выставочной компании (MVK), В. И. Лаврухин, председатель Московской промышленно-торговой палаты, Ю. К. Подкопаев, президент Московского межотраслевого альянса главных сварщиков (ММАГС) О. И. Стеклов, президент Российского научно-технического сварочного общества (РНТСО), представитель департамента качества Роскосмоса и ректор РГТУ-МАТИ В. А. Фролов.

Выступающие отмечали, что с помощью технологий сварки в развитых странах создается продукция, составляющая по стоимости около 50% валового продукта. Поэтому общение специалистов этого сегмента промышленности имеет важное значение. Выставка несомненно придает мощный импульс в использовании передовых технологий. Очевидна тенденция в расширении круга стран-участниц этой выставки. Сегодня она позиционируется как третья в мире по объему участников, площади экспозиций и заслуженному авторитету.

Весь спектр технологий соединения и резки материалов был представлен на площади более 9000 м^2 в павильонах 4 и 4.1 КВЦ «Сокольники», где ведущие производители демонстрировали свою продукцию. Наиболее представительной на выставке была экспозиция российских предприятий (168 стенда). Среди них такие известные производители сварочного оборудования, как «Автогенмаш», Государственный Рязанский приборный завод, «Инженерный и Технологический сервис», «Искра», «ПКТБА», «Плазер», «Плазмамаш», «Технотрон», «Тор», «Уралтермосвар», «Шторм», производители сварочных материалов — завод сварочных материалов (г. Березовский, Свердловская обл.), Лосиноостровский электродный завод, металлургический завод «Электросталь», «Спецэлектрод», Судославский завод сварочных материалов, Уральский электродный завод, Череповецкий завод сварочных материалов.

Известные в мире бренды ряда ведущих фирм были представлены их отделениями в России — ООО «Беллер Велдинг вэлд Дмс, ООО «Кемппи», представитель продукции EWM (Германия), «Blue Weld» (Италия), «Translas» (Нидерланды), «Fubag» (Германия), ООО «Тена», Представительство АОУТ.

Украина на выставке была представлена стендами Краматорского завода «Донмет», ООО «Навкотех», Опытного завода сварочного оборудования и журнала «Автоматическая сварка» Института электросварки им. Е. О. Патона.

Примечательно, что на выставке были широко представлены экспозиции ряда ведущих научных, инженерно-технологических и инжиниринговых центров России таких, как «Альянс сварщиков С.-Петербурга и Северо-Западного региона, НИТИ «Прогресс», ОАО ИТЦ Прометей», ООО «Контур-97», МАТИ-РГУ им. К. Э. Циолковского, РНТСО, «Портал Инжиниринг» и др.

Основной объем экспонатов на выставке, как обычно, пришелся на сварочное оборудование для различных методов электродуговой сварки металлов. При этом продолжают сохраняться тенденции развития инверторных схем с микропроцессорным программным синергетическим управлением, обеспечивающие такие функции, как горячий старт (Hot start), антиприлипание (antistick), форсаж дуги (Arc Force), существенную экономию электроэнергии, снижение требований к квалификации сварщиков при обеспечении должного качества сварки, нечувствительность к колебаниям сетевого напряжения (что особенно важно для сварки в строительстве).

Переход в схемах оборудования на полностью цифровую инверторную импульсную технологию обеспечивает воспроизводимость результатов сварки при практически полном исключении брызг расплавленного металла.

В целом представленные на выставке экспонаты, соответствующие современному уровню сварочной техники, техники для термических методов резки (газовой, плазменной и пр.), вызвали живой интерес у специалистов, посетивших выставку.

Для большинства специализированных выставок, проводимых в Москве, С.-Петербурге, характерно, что большинство стендов отражает деятельность и номенклатуру товаров и услуг, представленную торгующими фирмами. Среди них ООО «Компания Аван», «АВГ Технологии», ООО «Вебур Комеханикс», ООО «Алекс» (г. Москва), ООО «ТД Аргус» (г. Нижний Новгород), ПГ «Дюкон» (г. С.-Петербург) и многие другие.

Следует заметить, что впервые на выставках в России новую разработку в области обучения свар-

щиков демонстрировал «Линкольн Электрик». Демонстрация виртуального тренажера сварщика в реальном использовании проходила все дни работы выставки. Все желающие могли поучаствовать в конкурсе, проверить свое умение и получить объективную оценку.

Деловая программа выставки включала:

— научно-практическую конференцию «Инновационный вклад в совершенствование сварочного производства аэрокосмического комплекса России (трехчасовой семинар, 23 октября, организатор РНТСО);

— конференцию «Актуальность и сферы применения технологии газотермического напыления и наплавки» (однодневный семинар, 24 октября, организатор «Плакарт»);

— научно-практическую конференцию в формате заседания «Клуба деловых встреч» на выездной сессии ММАГС (24 октября, ММАГС);

— семинар «Современные методы рекламы и PR для компаний сварочной отрасли (25 октября, маркетинговое агентство «Нужные люди»);

— конкурсы: «Виртуальных сварщиков» (23–26 октября, организатор «Линкольн Электрик»), «Лучший сварщик-2012» и «Лучший инженер-сварщик 2012» (24 октября, организаторы MVK, компания «Элсвар»), «Мисс сварка России 2012» (25 октября MVK и «Элсвар»).

На выставке была организована демонстрация художественно-декоративных изделий, выполненных методом сварки и ковки «Сварка в искусстве», которую можно было посетить во все дни ее работы.

Выставку посетили свыше 5 тысяч человек, среди которых официальные лица, руководители, главные сварщики и специалисты предприятий.

По мнению многих посетителей, «Weldex/Россварка 2012» стала уникальной бизнес-платформой для профессионалов сварочной промышленности, содействующей успешной реализации коммерческих планов. За время работы выставки многие участники нашли покупателей и заключили контракты на будущие поставки. Посетители, специалисты отрасли смогли завязать множество полезных контактов для развития бизнеса и получить актуальную информацию о тенденциях рынка на ближайший год.

В 2013 г. выставка «Weldex/Россварка» будет проходить с 8 по 11 октября в КВЦ «Сокольники».

В. Н. Липодаев, д-р техн. наук

МЕХАНИЗАЦИЯ И АВТОМАТИЗАЦИЯ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА ОТ КОМПАНИИ «ДЕЛЬТАСВАР»

Сегодня большинство производственных задач по сварке на промышленном предприятии можно решить с помощью механизации и автоматизации. Тем не менее, только грамотный подбор сварочной техники, средств механизации и технологии в комплексе позволит достичь максимального эффекта от внедрения оборудования. Компания «ДельтаСвар» предлагает Вам наиболее экономически выгодные решения на базе современной техники, начиная от средств малой механизации и заканчивая роботизированными комплексами.

1. Малая механизация

Наша компания предлагает экономичные решения на базе автоматических сварочных кареток для сварки протяженных прямолинейных швов, автоматических сварочных вращателей для сварки кольцевых швов и пр.

Эффективность применения малой механизации связана со многими факторами. Во-первых, мы избавляем сварщика от монотонной тяжелой работы. Представьте, что Ваш сварщик может варить 5…6 ч в смену вместо 3…3,5 ч без ущерба качеству сварочных работ. Во-вторых, нет зависимости от руки, которая держит сварочную горелку. Качество продукции улучшается, количество остановок и время на отдых уменьшается, а Ваши сварные соединения остаются однородными и точными.

2. Автоматические сварочные установки

В центре внимания находятся специальные сварочные установки, в основе которых высокопроизводительное оборудование для сварки в защитном газе и под слоем флюса, интегрируемое в стандартные компоненты автоматизации: сварочные колонны, порталы, машины для сварки продольных швов, сварочные тракторы.

Используя стандартные компоненты автоматизации, специалисты компании «ДельтаСвар» спроектируют для Вас установку с требуемым уровнем автоматизации и производительности, оптимальную для решения любой производственной задачи.

3. Роботизированные комплексы

Являясь официальным интегратором компании ABB — мирового лидера в производстве робототехники, ООО «ДельтаСвар» разработает для Вас робототехнический комплекс, подберет технологию сварки, проведет обучение Ваших специалистов.

Профессиональный опыт наших сотрудников — залог оптимального решения любой, даже самой сложной технической задачи. Для каждого клиента мы разрабатываем индивидуальную технологию, подбираем необходимое оборудование, дополнительные принадлежности, расходные материалы. Мы берем на себя поставку, монтаж техники и пусконаладочные работы.

А. В. Веснин, ведущий специалист по автоматике
и робототехнике ООО «ДельтаСвар»

DeltaSVAR
ООО «ДельтаСвар»
г. Екатеринбург, ул. Фронтовых бригад, 18/2
тел.: +7 (343) 384-71-72, +7 (343) 389-09-51
E-mail: info@deltasvar.ru, www.DeltaSVAR.ru

НОВЫЕ КНИГИ

МЕТАЛЛУРГИЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ И СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ. — Киев: Академпериодика, 2012. — 526 с. Мягкий переплет, 200x290 мм.

Сборник включает 120 статей сотрудников отдела исследований физико-химических процессов в сварочной дуге Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, опубликованных ранее, преимущественно в журнале «Автоматическая сварка», которые обобщают полувековой опыт научно-исследовательской деятельности отдела. Представленные статьи охватывают широкий круг вопросов металлургии дуговой сварки плавлением и разработки сварочных материалов.

Предназначен для широкого круга специалистов, занимающихся изучением металлургии дуговой сварки, разработкой сварочных материалов и технологий их производства.

О. В. Білоцький. ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНА РЕНТГЕНОГРАФІЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛАХ. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2012. — 224 с. Твердый переплет, 165x235 мм (укр. яз.).

В монографии на основе системных исследований изложены впервые разработанные методические основы и результаты исследования особенностей кинетики фазовых превращений в лучах высокотемпературной рентгенографии металлических материалов. Кинематографические съемки осуществлены на оригинальных конструкциях рентгеновского оборудования. Показана доминирующая роль и значение изменений химического состава и физического состояния фазовых составляющих сплавов во время термической и химико-термической обработки как средства управления их структурой и свойствами.

Для научно-технических работников, разрабатывающих новые материалы и изучающих их строение и свойства, а также преподавателей, аспирантов и студентов вузов соответствующих специальностей.

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТА, ВОССТАНОВЛЕНИЯ И РЕНОВАЦИИ. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2012. — 172 с. Мягкий переплет, 200x290 мм.

Сборник включает 38 статей, опубликованных в журнале «Автоматическая сварка» за период 2009–2011 гг., по проблемам ремонта, восстановления и реновации изделий ответственного назначения. Авторами статей являются известные в Украине ученые и специалисты в области сварки, наплавки, упрочнения, металлизации и других технологий ревитализации.

Предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов, конструкторов и аспирантов, занимающихся вопросами сварки и других родственных технологий обработки материалов.

О. К. Назаренко, В. М. Нестеренков, А. А. Бондарев, Л. А. Кравчук, Ю. А. Архангельский. ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВАЯ СВАРКА БУРОВЫХ ДОЛОТ. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2012. — 116 стр. Мягкий переплет, 165x235 мм.

Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований свариваемости высокопрочных среднелегированных сталей 14ХН3А, 40ХН и 14ХН3МА, из которых традиционно изготавливаются буровые долота, а также анализа влияния основных параметров режима ЭЛС, технологических приемов, развертки пучка и модифицирующих вставок, применяемых для управления структурообразованием, предупреждения кристаллизационного растрескивания и повышения прочностных характеристик сварных соединений. В соответствии с полученными результатами и современными требованиями в ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ выполнены проектно-конструкторские разработки и изготовлена установка для ЭЛС одновременно трех стыковых соединений тремя пушками, что значительно повышает производительность и экономическую эффективность промышленного производства буровых долот. Приведены технические характеристики разработанного оборудования и описаны компьютерные технологические программы ЭЛС с применением модификаторов металла шва.

Предназначена для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий и институтов, специализирующихся в области высоких технологий и современного сварочного оборудования.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ: Сб. докл. Шестой междунар. конф. / Под ред. проф. В. И. Махненко. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2012. — 166 с. Мягкий переплет, 200x290 мм.

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

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

СВАРКА И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЖИВЫХ ТКАНЕЙ. ТЕОРИЯ. ПРАКТИКА. ПЕРСПЕКТИВЫ: Материалы Седьмой междунар. науч.-практ. конф. / Под ред. Г. С. Маринского. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2012. — 52 с. Мягкий переплет, 200x290 мм.

В сборнике представлены тезисы Седьмой международной научно-практической конференции, в которых отражены научные достижения и практические результаты в области ВЧ-электросварки и термической обработки живых мягких тканей за последние годы.

Предназначен для медицинских работников, врачей хирургического профиля, организаторов здравоохранения, специалистов в области медицинской техники, а также студентов старших курсов высших медицинских учебных заведений.

Заказы на книги просьба направлять
в редакцию журнала «Автоматическая сварка».
E-mail: journal@paton.kiev.ua

ВЫДАЮЩЕЕСЯ ИЗОБРЕТЕНИЕ ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКА Л. К. РАМЗИНА СТИМУЛИРУЕТ РАЗВИТИЕ ТЕХНИКИ СВАРКИ

К началу XX века в разных странах начали эксплуатироваться котлы с повышенными параметрами пара. Их изготавливали с применением клепки. Несмотря на то, что к тому времени были уже примеры эффективного применения сварки, использовать новые технологии соединения в производстве котлов не спешили. Однако 80 лет тому был изобретен прямоточный котел высокого давления, конструкция которого известна в мире как «система Рамзина». Принцип получения пара в нем используется до последнего времени. А изготовить его можно было только с помощью сварки.

Российский ученый-энергетик Леонид Константинович Рамзин родился 26 октября 1887 г. на Тамбовщине. Получив отличное инженерное образование, заведовал кафедрой в МВТУ, учавствовал в разработке плана ГОЭЛРО. С 1921 г. руководил теплотехническим институтом (ВТИ). Под его руководством создавалось новейшее энергетическое оборудование, проектировались тепловые станции. Его методы расчета котельных установок, теория излучения в топках, работы по теплофикации обеспечили решение топливно-энергетических проблем страны. Ученый практически завершал разработку самой главной своей идеи — мощного прямоточного парового котла высокого давления, способного работать на любом топливе, как внезапно был арестован. Являясь политзаключенным, продолжал руководить ВТИ и в 1931 г. проект был закончен. Но в отличие от котлов известных конструкций новый, первый в мире котел без применения сварки изготовить не удавалось.

Самый мощный прямоточный агрегат в мире представляет собой систему трубных витков, расположенную в топочной камере, имеет распределительные коробки для подачи питательной воды и подвесные радиационные экономайзеры из труб со стенкой толщиной 6 мм, 44 параллельных трубных витка диаметром 30/42 мм, секции вторичного перегревателя из труб со стенкой толщиной 3 мм и ряд других узлов и деталей. Стыки труб соединяли контактной сваркой непрерывным оплавлением (с импульсной подачей тока, выдержкой и троекратной осадкой металла). Для изготовления остальных узлов применяли ацетилено-кислородную и ручную дуговую сварку электродами из малоуглеродистой стали с меловой обмазкой.

Испытания опытного образца показали достаточно высокую паропроизводительность, в том числе и при работе на торфе и дровах. В системе Наркомата тяжелой промышленности было создано ОКБ прямоточного котлостроения, которое возглавил сам изобретатель. В 1933 г. под руководством автора был изготовлен промышленный образец паропроизводительностью 200 т/ч с давлением пара 14 МПа.

Ручной дуговой и контактной стыковой сваркой были изготовлены все основные узлы. На серийном производстве котлов специализировались такие заводы, как «Красный котельщик» (Таганрог), Машиностроительный завод им. Г. К. Орджоникидзе (Подольск), Барнаульский котельный завод и ряд других. В годы Великой Отечественной войны энергетические проблемы Урала были решены благодаря рамзинским котлам, и в 1943 г. их создатель был отмечен Сталинской премией 1-й степени. Кроме того, он был награжден орденом Трудового Красного Знамени, а к шестидесятилетию, за год до смерти — орденом Ленина.

Идеи Л. К. Рамзина до настоящего времени актуальны и используются при разработке котлов новых поколений. Конструктивные решения Рамзина оказались в самом русле тенденций научно-технического прогресса — повышение таких эксплуатационных параметров энергетических установок, как температура и давление. Именно такой котел, как никакой другой позволял значительно увеличивать эти показатели. Дальнейшие пути реализации этих возможностей связаны с совершенствованием и созданием специальных сталей, технологий сварки, специализированного сварочного оборудования и материалов.

А. Н. Корниенко, д-р ист. наук

Межотраслевой учебно-аттестационный центр Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины

Программы профессиональной подготовки на 2013 г.

Шифр курса	Наименование программы			Продолжительность	Сроки проведения
1. Повышение квалификации инженерно-технических работников (с аттестацией на право технического руководства сварочными работами при изготовлении сварных конструкций в т.ч. подведомственных государственным надзорным органам)					
101	Техническое руководство сварочными работами на объектах, за которыми осуществляется государственный надзор		подготовка и аттестация	3 недели (112 ч)	апрель, ноябрь
102			переаттестация	18 ч	февраль, ноябрь
103	Расширение области аттестации руководителей сварочных работ			6 ч	апрель, ноябрь
104	Техническое руководство сварочно-монтажными работами при строительстве и ремонте газопроводов из полиэтиленовых труб		подготовка и аттестация	2 недели (72 ч)	по мере поступления заявок
105			переаттестация	1 неделя (32 ч)	
106	Техническое руководство сварочными работами при ремонте действующих трубопроводов (под давлением)		подготовка и аттестация	2 недели (72 ч)	ежеквартально
107			переаттестация	22 ч	
111	Подготовка и аттестация председателей комиссий по аттестации сварщиков - экспертов Украинского аттестационного комитета сварщиков (УАКС)			3 недели (112 ч)	декабрь
112	Расширение области аттестации председателей комиссий по аттестации сварщиков – экспертов УАКС			8 ч	по согласованию с УАКС
113	Подготовка и аттестация членов комиссий по аттестации сварщиков:	специалистов технологических служб, отвечающих за организацию аттестации сварщиков		2 недели (72 ч)	июнь, октябрь
114		специалистов служб технического контроля, отвечающих за контроль сварных соединений (включая специальную подготовку к аттестации по визуально-оптическому методу контроля)		2 недели (74 ч)	ежеквартально
115		специалистов служб охраны труда предприятий		2 недели (74 ч)	июнь, октябрь
116	Расширение области аттестации членов комиссий по аттестации сварщиков – специалистов технологических служб по сварке			6 ч	по согласованию с УАКС
117	Подтверждение полномочий (переаттестация) председателей комиссий по аттестации сварщиков - экспертов УАКС:		со стажем 3 года	32 ч	июнь, декабрь
118			со стажем 6 и более лет	20 ч	по согласованию с УАКС
119	Подтверждение полномочий (переаттестация) членов комиссий по аттестации сварщиков:	специалистов технологических служб по сварке:	со стажем 3 года	32 ч	июнь
120			со стажем 6 и более лет	20 ч	по согласованию с УАКС
121		специалистов по техническому контролю		16 ч	ежеквартально
122		специалистов по техническому контролю (включая спец. подготовку к аттестации по визуально-оптическому методу контроля)		36 ч	
123		специалистов по охране труда		16 ч	
130	Переподготовка специалистов сварочного производства по программам Международного института сварки с присвоением квалификации:	Международный инженер по сварке		458 / 120 ч[1]	по мере поступления заявок
132		Международный технолог по сварке		356 / 90 ч[1]	
134		Международный специалист по сварке		239 / 60 ч[1]	
136		Международный инспектор по сварке	полного уровня	230 ч	
137			стандартного уровня	170 ч	
138			базового уровня	115 ч	
141	Металлографические исследования металлов и сварных соединений		подготовка и аттестация	2 недели (72 ч)	июль
142			переаттестация	22 ч	май, июль
143	Физико-механические испытания материалов и сварных соединений		повышение квалификации и аттестация	2 недели (72 ч)	февраль, октябрь
144			переаттестация	20 ч	март, апрель, ноябрь
145	Эмиссионный спектральный анализ (стилоскопирование) металлов и сплавов		подготовка и аттестация	2 недели (74 ч)	по мере поступления заявок
146			переаттестация	22 ч	
151	Производство сварочных материалов: организация, технологии и системы управления качеством			2 недели (72 ч)	по согласованию с заказчиком
152	Ремонт, восстановление и упрочнение изношенных деталей методами наплавки				
	Тематические семинары (возможно проведение на территории заказчика)				
161	Состояние нормативно-технической документации в области сварочного производства, тенденции и перспективы			2 дня (16 ч)	март, июнь
162	Обеспечение качества сварки. Требования национальных и международных стандартов				апрель, июнь, октябрь
163	Современное оборудование и состояние нормативной документации в области сварки труб из термопластов			1 день (8ч)	по согласованию с заказчиком
164	Подтверждение соответствия, декларирование продукции сварочного производства				
165	Новые технологии профессиональной подготовки сварщиков на производстве				сентябрь, октябрь

2. Повышение квалификации педагогических работников системы профессионально-технического образования в области сварки

201	Организация профессионально-практической подготовки сварщиков по модульной технологии	3 недели (112 ч)	постоянно, по согласованию с заказчиком
202	Организация профессионально-теоретической подготовки сварщиков по модульной технологии	2 недели (72 ч)	
203	Повышение квалификации мастеров (инструкторов) производственного обучения по сварке с присвоением квалификации «Международный практик по сварке»	4 недели (152 ч)	
204	Повышение квалификации преподавателей специальных дисциплин профессионально-технических учебных заведений по направлению «Сварка» с присвоением квалификации «Международный специалист по сварке»	2,5 недели (100 ч)	

3. Профессиональная подготовка, переподготовка и повышение квалификации квалифицированных рабочих в области сварки и родственных технологий

(с присвоением квалификации в соответствии с национальными и международными требованиями)

Курсовая подготовка СВАРЩИКОВ:

301	ручной дуговой сварки покрытыми электродами	9 недель (352 ч)	постоянно, (индивидуальная подготовка по модульной технологии)
302	ручной дуговой сварки неплавящимся металлическим электродом в инертных газах (TIG)	5 недель (192 ч)	
303	газовой сварки	3 недели (116 ч)	
304	механизированной дуговой сварки плавящимся электродом в защитных газах (MIG/MAG)	3 недели (112 ч)	
305	механизированной дуговой сварки порошковой проволокой	3 недели (112 ч)	
306	автоматической дуговой сварки под флюсом	3 недели (112 ч)	
307	электрошлаковой сварки	3 недели (112 ч)	
308	контактной (прессовой) сварки (рельсов, промышленных и магистральных нефте- и газопроводов)	3 недели (112 ч)	по мере поступления заявок
309	пластмасс (сварка трубопроводов из полиэтиленовых труб)	5 недель (196 ч)	

Подготовка сварщиков по программам Международного института сварки с присвоением квалификации:

310	Международный сварщик угловых швов	74 - 215 ч[1]	постоянно, (индивидуальная подготовка по модульной технологии)
312	Международный сварщик плоских соединений	90 - 393 ч[1]	
315	Международный сварщик труб	90 - 560 ч[1]	
318	Международный практик-сварщик	32 - 146 ч[1]	

Курсовая переподготовка СВАРЩИКОВ:

320	ручной дуговой сварки покрытыми электродами	152 / 76 ч[2]	постоянно, (индивидуальная подготовка по модульной технологии)
322	ручной дуговой сварки неплавящимся металлическим электродом в инертных газах	76 ч / 112 ч / 152 ч	
325	газовой сварки	76 ч	
326	механизированной дуговой сварки плавящимся электродом в защитных газах (MIG/MAG)	72 ч	
327	механизированной дуговой сварки порошковой проволокой	76 ч	
328	автоматической дуговой сварки под флюсом	76 ч	
329	электрошлаковой сварки	76 ч	

Повышение квалификации СВАРЩИКОВ:

330	ручной дуговой сварки покрытыми электродами	2 недели (72 ч)	постоянно, (индивидуальная подготовка по модульной технологии)
331	ручной дуговой сварки неплавящимся электродом в инертных газах	2 недели (72 ч)	
332	газовой сварки	2 недели (72 ч)	
333	механизированной дуговой сварки плавящимся металлическим электродом в защитных газах (MIG/MAG)	2 недели (72 ч)	
334	механизированной дуговой сварки порошковой проволокой	2 недели (72 ч)	
335	автоматической дуговой сварки под флюсом	2 недели (72 ч)	
336	электрошлаковой сварки	2 недели (72 ч)	

Курсовая подготовка дефектоскопистов и контролеров*:*

340	ультразвукового контроля	196 ч	по согласованию с заказчиком
341	рентген и гамма контроля	188 ч	
342	магнитного контроля	180 ч	
343	контролеров неразрушающего контроля	196 / 72 ч[3]	
345	контролеров сварочных работ	154 ч	

Целевая курсовая подготовка дефектоскопистов для железнодорожного транспорта:

350	магнитного контроля	120 ч	по согласованию с заказчиком
351	ультразвукового контроля	160 ч	
352	по комплексному ультразвуковому контролю колесных пар вагонов	160 ч	

Целевая подготовка и подтверждение квалификации:

360	газорезчиков	газовой резки	3 недели (112 ч)	по согласованию с заказчиком
361		ручной и механизированной воздушно-плазменной резки	3 недели (112 ч)	
362	металлизаторов по нанесению	электродуговым напылением	3 недели (112 ч)	

363	упрочняющих и защитных покрытий на металлы	газопламенным напылением	3 недели (112 ч)	
364		детонационным напылением	3 недели (112 ч)	
365		плазменным напылением	3 недели (112 ч)	

4. Аттестация персонала сварочного производства

401	Специальная подготовка и аттестация сварщиков в соответствии с правилами Госгорпромнадзора (НПАОП 0.00-1.16-96) и стандартами ДСТУ 2944, ДСТУ ISO 9606-2,3,4,5		72 ч	постоянно
402	Дополнительная и внеочередная аттестация сварщиков согласно с НПАОП 0.00-1.16-96		24 ч	
403	Периодическая аттестация сварщиков в соответствии с НПАОП 0.00-1.16-96, ДСТУ 2944, ДСТУ ISO 9606-2,3,4,5		32 ч	
404	Специальная подготовка и аттестация сварщиков в соответствии с международными (или европейскими) стандартами ISO 9606 (или EN 287-1)		112 ч[2]	
405			72 ч[2]	
406	Периодическая аттестация сварщиков в соответствии с международными (европейскими) стандартами ISO 9606 (EN 287-1)		24 ч	
407	Специальная подготовка и аттестация операторов автоматической сварки плавлением в соответствии с стандартом ISO 14732		2 недели (72 ч)	
411	Специальная подготовка и аттестация сварщиков на допуск к выполнению сварочных работ при ремонте действующих магистральных трубопроводов (под давлением)		3 недели (112 ч)	
412	Периодическая аттестация сварщиков на допуск к выполнению сварочных работ при ремонте действующих магистральных трубопроводов (под давлением)		32 ч	
413	Специальная подготовка и аттестация операторов- сварщиков контактно-стыковой сварки арматуры		2 недели (72 ч)	
414	Аттестация сварщиков пластмасс (сварка трубопроводов из полиэтиленовых труб)			проводится по окончании курса 309
415	Периодическая аттестация сварщиков пластмасс (сварка трубопроводов из полиэтиленовых труб)		32 ч	ежеквартально
421	Специальная подготовка дефектоскопистов к сертификации согласно НПАОП 0.00-6.14-97	ультразвуковой контроль	24 ч	ежемесячно
422			60 / 70 / 140 ч[4]	по мере поступления заявок
425		радиационный контроль	24 ч[4]	ежемесячно
426			60 / 70 / 140 ч[4]	по мере поступления заявок
429		магнитный контроль	24 / 60 / 110 ч[4]	
432		капиллярный контроль	24 / 60 / 110 ч[4]	
435		визуально-оптический контроль	24 / 30 / 70 ч[4]	ежемесячно
441	Специальная подготовка и аттестация дефектоскопистов по комплексному ультразвуковому контролю колесных пар вагонов (согласно РД 07-09-97)	подготовка и аттестация	76 ч	по согласованию с заказчиком
442		переаттестация	36 ч	
443	Специальная подготовка и специалистов по контролю качества защитных покрытий	подготовка и аттестация	2 недели (72 ч)	
444		переаттестация	32 ч	

5. Тренинги, тестирование и подтверждение квалификации

501	Профессиональное тестирование и подтверждение квалификации сварщиков ручной и механизированной дуговой сварки	4 – 8 ч[5]	по согласованию с заказчиком
505	Профессиональное тестирование и подтверждение квалификации сварщиков ручной дуговой сварки неплавящимся металлическим электродом в инертных газах	4 – 16 ч[5]	
510	Практические тренинги по различным способам сварки	16 – 32 ч[5]	

[1] - Продолжительность обучения определяется в зависимости от базовой профессиональной подготовки.
[2] - Продолжительность обучения зависит от специализации и уровня квалификации.
[3] - Длительность программы определяется по результатам входного тестирования.
[4] - Продолжительность обучения указывается в направлении ОСП (орган по сертификации персонала).
[5] - Длительность программы зависит от условий и характера испытаний.

По просьбе заказчиков возможно проведение обучения по другим программам, не вошедшим в данный перечень. На период обучения слушателям предоставляется жилье с оплатой за наличный расчет. Стоимость обучения определяется при заключении договора. Для приема на обучение необходимо направить заявку с указанием шифра курса, количества специалистов и почтовых реквизитов предприятия.

Украина, 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11 Тел. (44) 456-63-30, 456-10-74, 200-82-80, 200-81-09,
Факс (44) 456-48-94; E-mail: paton_muac@ukr.net, http://muac.kpi.ua

УКАЗАТЕЛЬ СТАТЕЙ ЗА 2012 г.

ПЕРЕДОВИЦА

Б. Е. Патон (награждение орденом Свободы) № 3

50 лет во главе Национальной академии наук Украины № 2

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РЕЗДЕЛ

БОРИСОВ Ю. С., ХАСКИН В. Ю., ВОЙНАРОВИЧ С. Г., КИСЛИЦА А. Н., ТУНИК А. Ю., АДЕЕВА Л. И., КУЗЬМИЧ-ЯНЧУК Е.К., БЕРНАЦКИЙ А. В., СИОРА А. В. Комбинированная лазерно-микроплазменная наплавка порошками системы Ni–Cr–B–Si № 11

БОРИСОВА А. Л., БОРИСОВ Ю. С., АСТАХОВ Е. А., МУРАШОВ А. П., БУРЛАЧЕНКО А. Н., ЦЫМБАЛИСТАЯ Т. В. Теплозащитные свойства газотермических покрытий, содержащих квазикристаллический сплав системы Al–Cu–Fe № 4

ВАРЛАМОВ Д. П., ДЕДЕШКО В. Н., КАНАЙКИН В. А., СТЕКЛОВ О. И. Повышение надежности магистральных газопроводов при использовании многократной внутритрубной дефектоскопии № 3

ГАЙВОРОНСКИЙ А. А., ПОЗНЯКОВ В. Д., МАРКАШОВА Л. И., БЕРДНИКОВА Е. Н., КЛАПАТЮК А. В., АЛЕКСЕЕНКО Т. А., ШИШКЕВИЧ А. С. Влияние состава наплавленного металла на структуру и механические свойства восстановленных железнодорожных колес № 8

ГАРСИЯ-РОДРИГЕС А., ГОМЕС ПЕРЕС К. Р., КУИНТАТА ПУЧОЛ Р. Исследование процессов горения дуги и переноса электродного металла при сварке покрытыми электродами Е6013 № 6

ГОЛИКОВ Н. И., ДМИТРИЕВ В. В. Остаточное напряжение кольцевых стыков магистрального газопровода при эксплуатации в условиях Севера № 12

ГОНЧАРОВ И. А., СОКОЛЬСКИЙ В. Э., ДАВИДЕНКО А. О., ГАЛИНИЧ В. И., МИЩЕНКО Д. Д. Образование шпинели в расплаве агломерированного сварочного флюса системы $MgO–Al_2O_3–SiO_2–CaF_2$ и ее влияние на вязкость шлака № 12

ГОРОБЕЦ О. Ю., МАКСИМОВ С. Ю., ПРИЛИПКО Е. А. Механизм электромагнитной дегазации жидкого расплава металла при подводной сварке № 6

ГРИНБЕРГ Б. А., ЕЛКИНА О. А., ПАЦЕЛОВ А. М., ИНОЗЕМЦЕВ А. В., ПЛОТНИКОВ А. В., ВОЛКОВА А. Ю., ИВАНОВ М. А., РЫБИН В. В., БЕСШАПОШНИКОВ Ю. П. Проблемы перемешивания и расплавления при сварке взрывом (алюминий–тантал) № 9

ДМИТРИК В. В., СЫРЕНКО Т. А. К механизму диффузии хрома и молибдена в металле сварных соединений паропроводов № 10

ЖДАНОВ Л. А., ДУЧЕНКО А. Н., ГОНЧАРОВ И. А., ГАЛИНИЧ В. И., ЗАЛЕВСКИЙ А. В., ОСИПОВ Н. Я. Термодинамический анализ шлаковых расплавов при изготовлении сварочных плавленых флюсов № 11

ЗЯХОР И. В., КУЧУК-ЯЦЕНКО С. И. Сварка трением жаропрочной стали, полученной технологией литья порошков под давлением, со сталью 40Х № 9

ИГНАТЕНКО А. В., ПОХОДНЯ И. К., ПАЛЬЦЕВИЧ А. П., СИНЮК В. С. Дислокационная модель водородной локализации пластичности металлов с ОЦК решеткой № 3

КАСАТКИН О. Г., ЦАРЮК А. К., СКУЛЬСКИЙ В. Ю., ГАВРИК А. Р., МОРАВЕЦКИЙ С. И., НИМКО М. А., СТРИЖИУС Г. Н., ТЕРОВЕЦ Н. В., БЫВАЛЬКЕВИЧ А. И., НЕМЛЕЙ Н. В., КУРАН Р. И. Односторонняя сварка плакированных трубопроводов атомных энергетических установок № 10

КИРОЦ В., ГУМЕНЮК А., РЕТМАЙЕР М. Особенности лазерной сварки аустенитных и аустенитно-ферритных нержавеющих сталей с высоким содержанием марганца № 1

КИРЬЯН В. И., ДВОРЕЦКИЙ В. И., МАЛЬГИН М. Г. Расчет локальных напряжений в зонах сварных соединений крупногабаритных пространственных конструкций № 4

КНЫШ В. В., БАРВИНКО А. Ю., БАРВИНКО Ю. П. Обоснование критерия «течь перед разрушением» применительно к вертикальным цилиндрическим резервуарам для хранения нефти № 9

КНЫШ В. В., СОЛОВЕЙ С. А., КУЗЬМЕНКО А. З. Повышение сопротивления усталости сварных соединений с накопленной поврежденностью при многоступенчатом и блочном нагружениях № 7

КОСТИН В. А. Математическое описание углеродного эквивалента как критерия оценки свариваемости сталей № 8

КОСТИН В. А., ГРИГОРЕНКО Г. М., ПОЗНЯКОВ В. Д., ЖДАНОВ С. Л., СОЛОМИЙЧУК Т. Г., ЗУБЕР Т. А., МАКСИМЕНКО А. А. Влияние термического цикла сварки на структуру и свойства микролегированных конструкционных сталей № 12

КРИВЧИКОВ С. Ю. Влияние добавок алюминия в порошковую проволоку на свойства высокоуглеродистого наплавленного металла № 5

КРИВЧИКОВ С. Ю. Модифицирование бором наплавленного металла типа серого чугуна № 6

КРИКЕНТ И. В., КРИВЦУН И. В., ДЕМЧЕНКО В. Ф. Моделирование процессов тепло-, массо- и электропереноса в столбе и анодной области дуги с тугоплавким катодом № 3

КУЛИК В. М., ДЕМЧЕНКО Э. Л., ВАСИЛЬЕВ Д. В., ЕЛАГИН В. П. Хромомарганцевые материалы для сварки сталей повышенной прочности без подогрева и термической обработки № 10

КУЛИК В. М., ШЕЛЯГИН В. Д., САВИЦКИЙ М. М., ЕЛАГИН В. П., СИОРА А. В., ШУБА И. В. Технологические особенности лазерной сварки среднеуглеродистой легированной стали № 6

КУЧУК-ЯЦЕНКО С. И., ШВЕЦ Ю. В., ЗАГАДАРЧУК В. Ф., ШВЕЦ В. И., ХОМЕНКО В. И., ЖУРАВЛЕВ С. И., СУДАРКИН А. Я., КОЛИКОВ В. Л., ХОМИЧЕНКО С. А. Контактная стыковая сварка оплавлением толстостенных труб из высокопрочных сталей класса прочности К56 № 5

ЛЕБЕДЕВ А. В. Транзисторные источники питания для электродуговой сварки (Обзор) № 9

ЛОБАНОВ Л. М., ЛЕБЕДЕВ В. А., МАКСИМОВ С. Ю., ТИМОШЕНКО А. Н., ГОНЧАРОВ П. В., ЛЕНДЕЛ И. В., КЛОЧКО Р. И. Новые возможности механизированной

дуговой точечной сварки с применением импульсных воздействий № 5

ЛОБАНОВ Л. М., ПАЩИН Н. А., МИХОДУЙ О. Л. Эффективность электродинамической обработки сварных соединений сплава АМг6 различной толщины № 3

ЛОБАНОВ Л. М., ПАЩИН Н. А., ЧЕРКАШИН А. В., МИХОДУЙ О. Л., КОНДРАТЕНКО И. П. Эффективность электродинамической обработки алюминиевого сплава АМг6 и его сварных соединений № 1

ЛУКАШЕНКО А. Г., МЕЛЬНИЧЕНКО Т. В., ЛУКАШЕНКО Д. А. Лазерная сварка тонколистовой нержавеющей стали модулированным излучением № 4

МАЛИНОВ В. Л., МАЛИНОВ Л. С. Структура и износостойкость хромомарганцевого наплавленного металла № 7

МАРКАШОВА Л. И., АХОНИН С. В., ГРИГОРЕНКО Г. М., КРУГЛЕНКО М. Г., КУШНАРЕВА О. С., ПЕТРИЧЕНКО И. К. Структура и свойства сварных соединений титановых сплавов, легированных кремнием № 11

МАРКАШОВА Л. И., ИЩЕНКО А. Я., КУШНАРЕВА О. С., ФЕДОРЧУК В. Е. Влияние структурно-фазовых превращений в соединениях алюминиево-литиевого сплава 1460 на физико-механические свойства № 5

МАХНЕНКО В. И., ВЕЛИКОИВАНЕНКО Е. А., МИЛЕНИН А. С., РОЗЫНКА Г. Ф., ПИВТОРАК Н. И. Взаимное влияние дефектов в зоне сварных соединений при различных силовых нагружениях № 7

МАХНЕНКО В. И., ВЕЛИКОИВАНЕНКО Е. А., РОЗЫНКА Г. Ф., ПИВТОРАК Н. И. Учет порообразования при оценке предельного состояния в зоне дефекта утонения стенки сосуда давления № 12

МАХНЕНКО В. И., ВЕЛИКОИВАНЕНКО Е. А., РОЗЫНКА Г. Ф., ПИВТОРАК Н. И., ОЛЕЙНИК О. И. Риск отказа при утонении стенки магистрального трубопровода в зоне кольцевых сварных швов при наличии изгибающих моментов вдоль оси трубопровода № 1

МАХНЕНКО В. И., МАРКАШОВА Л. И., МАХНЕНКО О. В., БЕРДНИКОВА Е. Н., ШЕКЕРА В. М., ЗУБЧЕНКО А. С. Рост коррозионных трещин в конструкционной стали 10ГН2МФА № 8

МАХНЕНКО В. И., МАХНЕНКО О. В., КОЗЛИТИНА С. С., ДЗЮБАК Л. И. Сварные конструкции из аустенитной стали типа 10Х18Н10Т в условиях радиационного распухания № 2

МУРАШОВ А. П., ГРИЩЕНКО А. П., ВИГИЛЯНСКАЯ Н. В., БУРЛАЧЕНКО А. Н., ДЕМЬЯНОВ И. А. Эффективность применения защитной насадки при плазменном напылении № 2

ОВЧИННИКОВ А. В. Применение титановых сплавов с субмикрокристаллической структурой для восстановления деталей роторной части ГТД № 2

ОЛАБОДЕ М., КАХ П., МАРТИКАЙНЕН Дж. Металлургические особенности сварки высокопрочного алюминиевого сплава 7025-Т6 № 4

ПЕРЕПЛЕТЧИКОВ Е. Ф. Применение порошков кобальтовых и никелевых сплавов для плазменной наплавки выпускных клапанов двигателей внутреннего сгорания № 7

ПОЗНЯКОВ В. Д., ДОВЖЕНКО В. А., КАСАТКИН С. Б., МАКСИМЕНКО А. А. Микроструктурные особенности усталостной повреждаемости и способы повышения долговечности сварных соединений стали 09Г2С № 5

ПОЗНЯКОВ В. Д., ЖДАНОВ С. Л., МАКСИМЕНКО А. А. Структура и свойства сварных соединений стали С390 (S335 J2) № 8

ПОЛЕТАЕВ Ю. В. Влияние режима аустенитизации на склонность сварных соединений стали 03Х16Н9М2 к локальному разрушению № 3

ПОЛЕТАЕВ Ю. В. Влияние термической обработки на склонность к локальному разрушению металла ЗТВ аустенитной стали, стабилизированной титаном № 7

ПОЛИШКО А. А., МЕДОВАР Л. Б., САЕНКО В. Я., СТЕПАНЮК С. Н., ТУНИК А. Ю., КЛОЧКОВ И. Н., БЕРЕЗИН И. В. Формирование структуры и свойств стали типа 316 при последовательной кольцевой электрошлаковой наплавке жидким металлом № 2

ПОХОДНЯ И. К. Отделу исследований физико-химических процессов в сварочной дуге — 50 № 6

ПРИЛУЦКИЙ В. П., РУХАНСКИЙ С. Б., АХОНИН С. В., ГАДЗЫРА Н. Ф., ДАВИДЧУК Н. К. Повышение износостойкости титана аргонодуговой наплавкой № 1

ПУЛЬКА Ч. В., ШАБЛИЙ О. Н., СЕНЧИШИН В. С., ШАРЫК М. В., ГОРДАНЬ Г. Н. Влияние вибраций детали в процессе наплавки на структуру и свойства металла № 1

РАЙЗГЕН У., ШЛЕЗЕР М., АБДУРАХМАНОВ А., ТУРИЧИН Г., ВАЛДАЙЦЕВА Е., БАХ Ф.-В., ХАССЕЛЬ Т., БЕНЬЯШ А. Исследование факторов, влияющих на образование дефектов сварного шва при электронно-лучевой сварке в открытой атмосфере № 2

РЯБЦЕВ И. А., КОНДРАТЬЕВ И. А., БАБИНЕЦ А. А., ГОРДАНЬ Г. Н., КАЙДА Т. В., БОГАЙЧУК И. Л. Влияние высокотемпературного термоциклирования на наплавленный металл типа штамповых теплостойких сталей № 2

СИНЮК В. С., ПОХОДНЯ И. К., ПАЛЬЦЕВИЧ А. П., ИГНАТЕНКО А. В. Экспериментальное исследование механизма водородной хрупкости металлов с ОЦК решеткой № 5

СКАЛЬСКИЙ В. Р., БОТВИНА Л. Р., ЛЯСОТА И. Н. Особенности структурной и механической неоднородности в сварных соединениях сплава 1201-Т, выполненных электронно-лучевой сваркой № 7

ТЕРНОВОЙ Е. Г., БОНДАРЕВ А. А. Электронно-лучевая сварка толстостенных обечаек из алюминиевых сплавов АМг6 и М40 № 4

ХАРБИН Н. Н., СЛЕПЦОВ О. И., СИВЦЕВ М. Н., ВИНОКУРОВ Г. Г. Оценка влияния водорода на замедленное разрушение сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей № 6

ХАРЧЕНКО Г. К., УСТИНОВ А. И., ФАЛЬЧЕНКО Ю. В., ПЕТРУШИНЕЦ Л. В., ГРИГОРЕНКО С. Г., КОСТИН В. А., ГУРИЕНКО В. П. Диффузионная сварка в вакууме интерметаллидного сплава γ-TiAl со сталью 12Х18Н10Т № 4

ХАРЧЕНКО Г. К., ФАЛЬЧЕНКО Ю. В., ФЕДОРЧУК В. Е., ГРИГОРЕНКО С. Г., РУДЕНКО М. М. Изготовление переходников нержавеющая сталь – алюминий способом сварки давлением в вакууме № 1

ХОРУНОВ В. Ф., ВОРОНОВ В. В. Новая система припоев для пайки титановых сплавов № 8

ХОРУНОВ В. Ф., ВОРОНОВ В. В., МАКСИМОВА С. В. Пайка титановых сплавов припоями на основе алюминия № 11

ХОРУНОВ В. Ф., МАКСИМОВА С. В., СТЕФАНИВ Б. В. Влияние палладия на структуру и технологические свойства припоев системы Ag–Cu–Zn–Ni–Mn № 9

ХОХЛОВА Ю. А., ФЕДОРЧУК В. Е., ХОХЛОВ М. А. Комбинированный диффузионный способ соединения биметаллических элементов теплообменной системы № 1

ЮЩЕНКО К. А., РОМАНОВА В. А., БАЛОХОНОВ Р. Р., САВЧЕНКО В. С., ЧЕРВЯКОВ Н. О., ЗВЯГИНЦЕВА А. В. Эксперимент и моделирование термодеформационных процессов в сварных соединениях жаропрочных никелевых сплавов № 10

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

АРТЕМЧУК В. В. Оценка качества технологических процессов наплавки деталей подвижного состава железных дорог № 7

БАРВИНКО А. Ю., КНЫШ В. В., БАРВИНКО Ю. П., ЯШНИК А. Н. Развитие поверхностного трещиноподобного дефекта в сварных соединениях стали 06ГБ-390 при циклическом нагружении № 5

БЕЛЕНЬКИЙ В. Я., ТРУШНИКОВ Д. Н., МЛАДЕНОВ Г. М., ОЛЬШАНСКАЯ Т. В. Особенности получения качественных сварных швов при электронно-лучевой сварке высокопрочных сталей большой толщины № 2

БЕЛОКОНЬ В. М., КОРОТЕЕВ А. О. Методика расчета размеров сопел при сварке с двумя раздельными струями газа № 11

«Бинцель Украина ГмбХ» — 15 лет развития № 10

БУРЛАКА В. В., ГУЛАКОВ С. В. Трехфазный инверторный источник питания с непосредственным преобразованием и повышенным коэффициентом мощности № 7

ВИГИЛЯНСКАЯ Н. В., БОРИСОВ Ю. С., ДЕМЬЯНОВ И. А. Газотермическое напыление псевдосплавных покрытий (Обзор) № 1

Вклад ИЭС им. Е. О. Патона в послевоенное возрождение промышленности № 6

ВОЛОШИН А. И., ШАПОВАЛОВ К. П., БЕЛИНСКИЙ В. А., ЛИТВИНЕНКО С. Н., ЮЩЕНКО К. А., ЛЫЧКО И. И., КОЗУЛИН С. М. Способ изготовления крупногабаритных ковано-литых заготовок электрошлаковой сваркой № 5

ГОЛОБОРОДЬКО Ж. Г. Опыт наплавки судовых гребных валов на ПАО «ХСЗ» № 9

ГОЛОВКО В. В. Агломерированные флюсы в отечественном сварочном производстве (Обзор) № 2

ДОЛИНЕНКО В. В., СКУБА Т. Г., ВАЩЕНКО О. Ю., ЛУЦЕНКО Н. Ф. Многоканальный микропроцессорный контроллер сбора данных с термопар № 11

ЖЕРНОСЕКОВ А. М. Тенденции развития управления процессами переноса металла в защитных газах (Обзор) № 1

ЖУДРА А. П., ВОРОНЧУК А. П. Наплавочные порошковые ленты (Обзор) № 1

ЗАРУБА И. И., АНДРЕЕВ В. В., ШАТАН А. Ф., МОСКОВИЧ Г. Н., ХАЛИКОВ В. А. Новый тип импульсного стабилизатора горения сварочной дуги переменного тока № 2

ИВАНОВ Г. А., ПРОНЧЕВА В. Н. Компьютерная система расчета норм расхода сварочных материалов на изготовление и ремонт стальных трубопроводов № 1

Интервью с Генеральным директором ОАО «Турбоатом» В. Г. Субботиным № 8

КАЛЕКО Д. М. Современные способы сварки алюминиевых сплавов со сталями (Обзор) № 10

КЛИМПЕЛЬ А. Использование сварочных технологий при реализации Европейской программы по новым источникам возобновляемой энергии № 3

КОЛЕДА В. Н. Совершенствование технологии сварки под флюсом меди со сталью № 3

КОЛОМИЙЦЕВ Е. В. Коррозионно-усталостная прочность тавровых соединений стали 12Х18Н10Т и методы ее повышения № 12

КОРНИЕНКО А. Н. У истоков комплексного развития сварочного производства № 2

КОРОТКОВ В. А. Опыт применения установки плазменной закалки УДГЗ-200 на предприятиях Уральского региона № 5

КРАВЧУК Л. А. Оборудование и технология ЭЛС при косметическом заглаживании и ремонте обратных валиков шва трубчатых изделий № 5

КУЗЬМЕНКО Г. В., КУЗЬМЕНКО В. Г., ГАЛИНИЧ В. И., ТАГАНОВСКИЙ В. М. Новая технология электродуговой сварки ванным способом рельсов в условиях трамвайных и подкрановых путей № 5

КУЗЬМЕНКО О. Г. Влияние состава флюса на теплофизические и физико-химические процессы при электрошлаковой наплавке жидким металлом № 9

КУЧУК-ЯЦЕНКО В. С., НАКОНЕЧНЫЙ А. А., ГАВРИШ В. С., ЧЕРНОБАЙ С. В. Технология рельефной сварки деталей больших толщин с Т-образными соединениями № 8

КУЧУК-ЯЦЕНКО С. И., КРИВЕНКО В. Г., ДИДКОВСКИЙ А. В., ШВЕЦ Ю. В., ХАРЧЕНКО А. К., ЛЕВЧУК А. Н. Технология и новое поколение оборудования для контактной стыковой сварки высокопрочных рельсов современного производства при строительстве и реконструкции скоростных железнодорожных магистралей № 6

ЛАНКИН Ю. Н., СЕМИКИН В. Ф., ОСЕЧКОВ П. П., БАЙШТРУК Е. Н. Привод сжатия электродов для машин контактной точечной микросварки № 2

ЛАЩЕНКО Г. И. Комбинированные технологии сварки плавлением (Обзор) № 8

ЛЕВЧЕНКО О. Г., ЛЕВЧУК В. К., ГОНЧАРОВА О. Н. Пространственное распределение магнитного поля и его минимизация при контактной точечной сварке № 8

Легкие сварочные тракторы ИЭС им. Е. О. Патона № 5

ЛОБАНОВ Л. М., ВОЛКОВ В. С. Разработка технологии изготовления двухстенчатой сварной конструкции преобразуемого объема № 10

ЛОБАНОВ Л. М., ИЛЛАРИОНОВ С. Ю., ДОБРУШИН Л. Д., ПАЩИН Н. А., ТИСЕНКОВ В. В., БОНДАРЕВ С. В., ГАВРИЛОВ С. А., СЕРГИЕНКО Н. А., КУТИШЕНКО А. В. Восстановительное плакирование взрывом резьбового канала вагонных осей № 2

ЛОБАНОВ Л. М., ПАЩИН Н. А., МИХОДУЙ О. Л., ЧЕРКАШИН А. В., МАНЧЕНКО А. Н., КОНДРАТЕНКО И. П., ЖИЛЬЦОВ А. В. Эффективность различных схем электродинамической обработки сплава АМг6 и его сварных соединений № 12

ЛОБАНОВ Л. М., ПАЩИН Н. А., ЧЕРКАШИН А. В., ТКАЧУК Г. И., САВИЦКИЙ В. В., МИХОДУЙ О. Л., ШИЯН К. В., ЛЕВЧУК В. К., ЖЫГИНАС В. В., ЛЯЩЕНКО А. П.

Ремонтная сварка промежуточных корпусов авиадвигателей из жаропрочного магниевого сплава МЛ10 с применением электродинамической обработки № 11

МАКОВЕЦКАЯ О. К. Основные тенденции на рынке сварочной техники ы 2008–2011 гг. и прогноз его развития (Обзор) № 6

МАКОВЕЦКАЯ О. К. Современный рынок сварочной техники Северной Америки № 12

МАКОВЕЦКАЯ О. К. Технологические инновации — основа повышения конкурентоспособности сварочного производства США № 11

МУРАШОВ А. П. Газотермическое напыление покрытий с использованием насадок № 10

НАЗАРЕНКО О. К., МАТВЕЙЧУК В. А. Влияние нарушений аксиальной симметрии сварочной пушки на положение фокусного пятна № 7

ПАНТЕЛЕЙМОНОВ Е. А. Оборудование для термообработки сварных соединений трубопроводов № 4

ПАТОН Б. Е., КАЛЕКО Д. М., БУЛАЦЕВ А. Р., ШУЛЫМ В. Ф. Конденсаторная приварка шпилек в вакууме № 4

ПИСЬМЕННЫЙ А. С., ПЕНТЕГОВ И. В., КИСЛИЦЫН В. М., СТЕМКОВСКИЙ Е. П., ШЕЙКОВСКИЙ Д. А. Сваркопайка с проковкой металла сварного шва в процессе его кристаллизации № 11

ПИСЬМЕННЫЙ А. С., ПРОКОФЬЕВ А. С., ГУБАТЮК Р. С., ПИСЬМЕННЫЙ А. А., ПОЛУХИН В. В., ЮХИМЕНКО Р. Ф., ГАВРИК А. Р. Повышение прочностных характеристик спиральношовных труб конструкционного назначения № 3

ПОЗНЯКОВ В. Д., БАРВИНКО А. Ю., БАРВИНКО Ю. П., СИНЕОК А. Г., ЯШНИК А. Н. Хладостойкость и сопротивляемость слоистому разрушению сварных соединений стали 06ГБ-390 № 3

ПОЛЕЩУК М. А., МАТВЕЕВ И. В., БОВКУН В. А. Области применения магнитно-импульсной сварки (Обзор) № 4

ПОХОДНЯ И. К., ЯВДОЩИН И. Р., ГУБЕНЯ И. П. Влияние содержания железного порошка и соединений щелочных металлов в составе покрытия электродов на их санитарно-гигиенические характеристики № 12

ПРОТОКОВИЛОВ И. В., ПОРОХОНЬКО В. Б. Управление формированием сварных соединений при ЭШС (Обзор) № 10

Разработка технологии автоматической сварки под флюсом броневых сталей № 3

РОЗЕРТ Р., ШУТИКОВ А. В., ФЕДОСОВСКИЙ М. Е., ЛУКИН Е. И., КАРАСЕВ М. В. Автоматизированная система для диагностики и ремонта защитной оболочки реактора Билибинской АЭС № 7

СЕНЧИШИН В. С., ПУЛЬКА Ч. В. Современные методы наплавки рабочих органов почвообрабатывающих и уборочных сельскохозяйственных машин (Обзор) № 9

Теория и технология сварки под флюсом № 4

ХОРУНОВ В. Ф., СТЕФАНИВ Б. В., САБАДАШ О. М., ВОРОНОВ В. В. Особенности износа и критерии ремонтопригодности буровых долот с алмазно-твердофазными резцами № 10

ЦАРЮК А. К., ИВАНЕНКО В. Д., СКУЛЬСКИЙ В. Ю., МОРАВЕЦКИЙ С. И., ГАВРИК А. Р., СТРИЖИУС Г. Н., НИМКО М. А., МАЗУР С. И., ТРОЙНЯК А. А., ОДИН Ю. В., ДЕРКАЧ О. В., КУРАН Р. И. Технология ремонтной сварки узлов котлоагрегатов без последующей термообработки № 9

ЦАРЮК А. К., МОРАВЕЦКИЙ С. И., СКУЛЬСКИЙ В. Ю., ГРИ- ШИН Н. Н., ВАВИЛОВ А. В., КАНТОР А. Г., ГРИНЧЕНКО Е. Д. Создание сварнокованого комбинированного ротора среднего давления паровой турбины мощностью 325 МВт № 8

ЦЫМБАЛИСТАЯ Т. В. Применение теплозащитных покрытий для двигателей внутреннего сгорания (Обзор) № 6

ШАПОВАЛОВ К. П., МАКАРЕНКО Н. А., ГРАНОВСКАЯ Л. А. Совершенствование способа плазменной наплавки с боковой подачей присадочной проволоки № 2

ШЕЛЯГИН В. Д., ХАСКИН В. Ю., АХОНИН С. В., БЕЛОУС В. Ю., ПЕТРИЧЕНКО И. К., СИОРА А. В., ПАЛАГЕША А. Н., СЕЛИН Р. В. Особенности лазерно-дуговой сварки титановых сплавов № 12

ЮЩЕНКО К. А., ЛЫЧКО И. И., КОЗУЛИН С. М., ФОМАКИН А. А., ДАКАЛ В. А., ОГАНИСЯН Е. С. Портативный аппарат для электрошлаковой сварки плавящимся мундштуком № 8

ЯКУШИН Б. Ф. Сравнительный анализ стандарта ISO 18841 2005 и действующего стандарта РФ 26389–84 по оценке сопротивляемости образованию горячих трещин при сварке № 11

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

БУРЛАЧЕНКО А. Н., БОРИСОВ Ю. С. Влияние поверхностно-активных веществ на фазообразование в процессе получения методом механохимического синтеза порошков системы Al–Cu–Fe для газотермических покрытий № 1

Диссертации на соискание ученой степени № 1, 2, 5, 12

ЖУДРА А. П., ДЗЫКОВИЧ В. И. Влияние формы частиц карбида вольфрама на их микротвердость, химическую неоднородность и износостойкость композиционного наплавленного металла № 2

ИВАНОВА О. Н., ЗЕЛЬНИЧЕНКО А. Т., КУНКИН Д. Д., ПЕРЕКРЕСТ В. В., ТОДОРЕНКО В. А. Опыт применения ВЧ-электросварочного аппарата ЕК-300М1 в хирургии № 11

Новые книги № 1, 9

Разработано в ИЭС № 12

ХРОНИКА

Волошкевич Г. С. (открытие памятной доски) № 2

II Всеукраинская научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Сварка и родственные процессы и технологии» № 11

2-й Международный конгресс «Сварка и соединительные технологии» № 12

Гривняку И. — 80 № 1

IX Международный конкурс сварщиков в Украине № 10

Демченко Ю. В. — 60 № 9

Жадкевичу М. Л. — 75 № 7

Ищенко А. Я. — 80 № 1

Кирьяну В. И. — 70 № 3

К 90-летию со дня рождения В. К. Лебедева № 6

К 90-летию со дня рождения Г. И. Лескова № 1

К 100-летию со дня рождения Чертока Б. Е. № 7

Мазуру А. А. — 75 № 1

Международная конференция в Москве № 1

Международная конференция «Титан-2012 в СНГ» № 6

Международная научно-техническая конференция «Инженерия поверхности и реновация изделий» № 8

Международная специализированная выставка «Сварка 2012» в Санкт-Петербурге № 7

Международная специализированная выставка сварочных материалов, оборудования и технологий «Weldex/Россварка 2012» № 12

Международный конкурс молодых сварщиков в Чехии № 6

Международный конкурс сварщиков в Китае № 9

Международный семинар «Материаловедение в проектах ЕС» № 10

Научно-техническая конференция «Современные проблемы металлургии, технологии сварки и наплавки сталей и цветных металлов» № 11

Наши поздравления № 2, 5, 7, 8

XI Международная конференция-выставка «Проблемы коррозии и противокоррозионной защиты конструкционных материалов «Коррозия-2012» № 8

Открытие лазерного центра в Кирове № 12

Памяти Большакова М. В. № 3

Памяти Загребельного А. А. № 10

Памяти Юзькива Ю. М. № 9

Пентегову И. В. — 80 № 3

Переплетчикову Е. Ф. — 70 № 7

Походне И. К. — 85 № 1

Российско-германским региональным лазерным центрам 6 лет № 10

Семинар по сварке и наплавке для специалистов железнодорожного транспорта Украины № 9

Семинар профессора Жан-Марка Олив № 1

Семинар технологов-машиностроителей № 4

17-я Международная научно-техническая конференция «Леотест-2012» № 4

Сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естестенным наукам Международной ассоциации академий наук № 7

Сидлину З. А. — 70 № 10

Съезд Международного института сварки № 3

III Международная научно-техническая конференция «Ресурс, надежность и эффективность использования энергетического оборудования» № 11

Хофе фон Д. — 70 № 2

Царюку А. К. — 75 № 1

Чернеге Д. Ф. — 85 № 10

IV Международная конференция «Новейшие технологии и оборудование для термической резки металла. Повышение его эффективности и безопасности» № 9

IV Специализированная выставка «Металл. Оборудование. Инструмент-2012» № 5

14-я Казахстанская научно-практическая конференция «Сварка и контроль качества» № 3

Шестая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» № 7

65-я Ежегодная ассамблея Международного института сварки № 9

ИНФОРМАЦИЯ

Выдающееся изобретение теплоэнергетика Л. К. Рамзина стимулирует развитие техники сварки № 12

Завершенные НИР ИЭС им. Е. О. Патона № 5–7

Календарь конференций и выставок в 2012 г. (сварка и родственные технологии) № 1

Механизация и автоматизация сварочного производства от компании «ДелтаСвар» № 12

Новости № 3, 5, 9

Новые книги № 12

Презентация технологий дуговой сварки № 5

Программы профессиональной подготовки на 2013 г. № 12

Предприятие «Триада» отмечает юбилей № 11

Указатель авторов № 12

Указатель статей за 2012 г. № 12

УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

Абдурахманов А. № 2
Адеева Л. И. № 11
Алексеенко Т. А. № 8
Андреев В. В. № 2
Артемчук В. В. № 7
Астахов Е. А. № 4
Ахонин С. В. № 1, 11, 12

Бабинец А. А. № 2
Байштрук Е. Н. № 2
Балохонов Р. Р. № 10
Барвинко А. Ю. № 3, 5, 9
Барвинко Ю. П. № 3, 5, 9
Бах Ф.-В. № 2
Беленький В. Я. № 2
Белинский В. А. № 5
Белоконь В. М. № 11
Белоус В. Ю. № 12
Беньяш А. № 2
Березин И. В. № 2
Бердникова Е. Н. № 8 (2)
Бернацкий А. В. № 11
Бесшапошников Ю. П. № 9
Бовкун В. А. № 4
Богайчук И. Л. № 2
Бондарев А. А. № 4
Бондарев С. В. № 2
Борисов Ю. С. № 1 (2), 4, 11
Борисова А. Л. № 4
Ботвина Л. Р. № 7
Булацев А. Р. № 4
Бурлака В. В. № 7
Бурлаченко А. Н. № 1, 2, 4
Бывалькевич А. И. № 10

Вавилов А. В. № 8
Валдайцева Е. № 2
Варламов Д. П. № 3
Васильев Д. В. № 10
Ващенко О. Ю. № 11
Великоиваненко Е. А. № 1, 7, 12
Вигилянская Н. В. № 1, 2
Винокуров Г. Г. № 6
Войнарович С. Г. № 11
Волков В. С. № 10
Волкова А. Ю. № 9
Волошин А. И. № 5
Воронов В. В. № 8, 10, 11
Ворончук А. П. № 1

Гаврик А. Р. № 3, 9, 10
Гаврилов С. А. № 2
Гавриш В. С. № 8
Гадзыра Н. Ф. № 1
Гайворонский А. А. № 8
Галинич В. И. № 5, 11, 12
Гарсия-Родригес А. № 6
Голиков Н. И. № 12
Голобородько Ж. Г. № 9
Головко В. В. № 2
Гомес Перес К. Р. № 6
Гончаров И. А. № 11, 12
Гончаров П. В. № 5
Гончарова О. Н. № 8
Гордань Г. Н. № 1, 2
Горобец О. Ю. № 6
Грановская Л. А. № 2
Григоренко Г. М. № 11, 12
Григоренко С. Г. № 1, 4
Гринберг Б. А. № 9
Гринченко Е. Д. № 8
Гришин Н. Н. № 8
Грищенко А. П. № 2
Губатюк Р. С. № 3
Губеня И. П. № 12
Гулаков С. В. № 7
Гуменюк А. № 1
Гуриенко В. П. № 4

Давиденко А. О. № 12
Давидчук Н. К. № 1
Дакал В. А. № 8
Дворецкий В. И. № 4
Дедешко В. Н. № 3
Демченко В. Ф. № 3
Демченко Э. Л. № 10
Демьянов И. А. № 1, 2
Деркач О. В. № 9
Дзыкович В. И. № 2
Дзюбак Л. И. № 2
Дидковский А. В. № 6
Дмитриев В. В. № 12
Дмитрик В. В. № 10
Добрушин Л. Д. № 2
Довженко В. А. № 5
Долиненко В. В. № 11
Дученко А. Н. № 11

Елагин В. П. № 6, 10
Елкина О. А. № 9

Жданов Л. А. № 11
Жданов С. Л. № 8, 12
Жерносеков А. М. № 1
Жильцов А. В. № 12
Жудра А. П. № 1, 2
Журавлев С. И. № 5
Жыгинас В. В. № 11

Загадарчук В. Ф. № 5
Залевский А. В. № 11
Заруба И. И. № 2
Звягинцева А. В. № 10
Зельниченко А. Т. № 11
Зубер Т. А. № 12
Зубченко А. С. № 8
Зяхор И. В. № 9

Иваненко В. Д. № 9
Иванов Г. А. № 1
Иванов М. А. № 9
Иванова О. Н. № 11
Игнатенко А. В. № 3, 5
Илларионов С. Ю. № 2
Иноземцев А. В. № 9
Ищенко А. Я. № 5

Кайда Т. В. № 2
Калеко Д. М. № 4, 10
Канайкин В. А. № 3
Кантор А. Г. № 8
Карасев М. В. № 7
Касаткин О. Г. № 10
Касаткин С. Б. № 5
Ках П. № 4
Кироц В. № 1
Кирьян В. И. № 4
Кислица А. Н. № 11
Кислицын В. М. № 11
Клапатюк А. В. № 8
Климпель А. № 3
Клочко Р. И. № 5
Клочков И. Н. № 2
Кныш В. В. № 5, 7, 9
Козлитина С. С. № 2
Козулин С. М. № 5, 8
Коледа В. Н. № 3
Коликов В. Л. № 5
Коломийцев Е. В. № 12
Костин В. А. № 4, 8, 12
Кондратенко И. П. № 1, 12
Кондратьев И. А. № 2
Корниенко А. Н. № 2
Коротеев А. О. № 11
Коротков В. А. № 5
Костин В. А. № 4, 8, 12
Кравчук Л. А. № 5
Кривенко В. Г. № 6
Кривцун И. В. № 3
Кривчиков С. Ю. № 5, 6
Крикент И. В. № 3
Кругленко М. Г. № 11
Кузьменко А. З. № 7
Кузьменко В. Г. № 5
Кузьменко Г. В. № 5
Кузьменко О. Г. № 9
Кузьмич-Янчук Е. К. № 11
Куинтата Пучол Р. № 6
Кулик В. М. № 6, 10
Кункин Д. Д. № 11
Куран Р. И. № 9, 10
Кутишенко А. В. № 2
Кучук-Яценко В. С. № 8
Кучук-Яценко С. И. № 5, 6, 9
Кушнарева О. С. № 5, 11

Ланкин Ю. Н. № 2
Лащенко Г. И. № 8
Лебедев А. В. № 9
Лебедев В. А. № 5
Левченко О. Г. № 8
Левчук А. Н. № 6
Левчук В. К. № 8, 11
Лендел И. В. № 5
Литвиненко С. Н. № 5
Лобанов Л. М. № 1–3, 5, 10–12
Лукашенко А. Г. № 4
Лукашенко Д. А. № 4
Лукин Е. И. № 7
Луценко Н. Ф. № 11
Лясота И. Н. № 7
Лященко А. П. № 11
Лычко И. И. № 5, 8

Мазур С. И. № 9
Макаренко Н. А. № 2

Маковецкая О. К. № 6, 11, 12
Максименко А. А. № 5, 8, 12
Максимов С. Ю. № 5, 6
Максимова С. В. № 9, 11
Малинов В. Л. № 7
Малинов Л. С. № 7
Мальгин М. Г. № 4
Манченко А. Н. № 12
Маркашова Л. И. № 5, 7, 8 (2), 11
Мартикайнен Дж. № 4
Матвеев И. В. № 4
Матвейчук В. А. № 7
Махненко В. И. № 1, 2, 7, 8, 12
Махненко О. В. № 2, 8
Медовар Л. Б. № 2
Мельниченко Т. В. № 4
Миленин А. С. № 7
Миходуй О. Л. № 1, 3, 11, 12
Мищенко Д. Д. № 12
Младенов Г. М. № 2
Моравецкий С. И. № 8‘10
Москович Г. Н. № 2
Мурашов А. П. № 2, 4, 10

Назаренко О. К. № 7
Наконечный А. А. № 8
Немлей Н. В. № 10
Нимко М. А. № 9, 10

Овчинников А. В. № 2
Оганисян Е. С. № 8
Один Ю. В. № 9
Олабоде М. № 4
Олейник О. И. № 1
Ольшанская Т. В. № 2
Осечков П. П. № 2
Осипов Н. Я. № 11

Палагеша А. Н. № 12
Пальцевич А. П. № 3, 5
Пантелеймонов Е. А. № 4
Патон Б. Е. № 4
Пацелов А. М. № 9
Пащин Н. А. № 1–3, 11, 12
Пентегов И. В. № 11
Перекрест В. В. № 11
Переплетчиков Е. Ф. № 7
Петриченко И. К. № 11, 12
Петрушинец Л. В. № 4
Пивторак Н. И. № 1, 7, 12
Письменный А. А. № 3
Письменный А. С. № 3, 11
Плотников А. В. № 9
Позняков В. Д. № 3, 5, 8 (2), 12
Полетаев Ю. В. № 3, 7
Полещук М. А. № 4
Полишко А. А. № 2
Полухин В. В. № 3
Порохонько В. Б. № 10
Походня И. К. № 3, 5, 6, 12
Прилипко Е. А. № 6
Прилуцкий В. П. № 1
Прокофьев А. С. № 3
Прончева В. Н. № 1
Протоковилов И. В. № 10
Пулька Ч. В. № 1, 9

Райзген У. № 2
Ретмайер М. № 1
Розерт Р. № 7
Розынка Г. Ф. № 1, 7, 12
Романова В. А. № 10
Руденко М. М. № 1
Руханский С. Б. № 1
Рябцев И. А. № 2
Рыбин В. В. № 9

Сабадаш О. М. № 10
Савицкий В. В. № 11
Савицкий М. М. № 6
Савченко В. С. № 10
Саенко В. Я. № 2
Семикин В. Ф. № 2
Семин Р. В. № 12
Сенчишин В. С. № 1, 9
Сергиенко Н. А. № 2
Сивцев М. Н. № 6
Синеок А. Г. № 3
Синюк В. С. № 3, 5
Сиора А. В. № 6, 11, 12
Скальский В. Р. № 7
Скуба Т. Г. № 11
Скульский В. Ю. № 8–10
Слепцов О. И. № 6
Сокольский В. Э. № 12
Соловей С. А. № 7
Соломийчук Т. Г. № 12
Стеклов О. И. № 3
Стемковский Е. П. № 11
Степанюк С. Н. № 2
Стефанив Б. В. № 9, 10
Стрижиус Г. Н. № 9, 10
Сударкин А. Я. № 5
Сыренко Т. А. № 10

Тагановский В. М. № 5
Терновой Е. Г. № 4
Теровец Н. В. № 10
Тимошенко А. Н. № 5
Тисенков В. В. № 2
Ткачук Г. И. № 11
Тодоренко В. А. № 11
Тройняк А. А. № 9
Трушников Д. Н. № 2
Туник А. Ю. № 2, 11
Туричин Г. № 2

Устинов А. И. № 4

Фальченко Ю. В. № 1, 4
Федорчук В. Е. № 1 (2), 5
Федосовский М. Е. № 7
Фомакин А. А. № 8

Халиков В. А. № 2
Харбин Н. Н. № 6
Харченко А. К. № 6
Харченко Г. К. № 1, 4
Хаскин В. Ю. № 11, 12
Хассель Т. № 2
Хоменко В. И. № 5
Хомиченко С. А. № 5
Хорунов В. Ф. № 8–11
Хохлов М. А. № 1
Хохлова Ю. А. № 1

Царюк А. К. № 8–10
Цымбалистая Т. В. № 4, 6

Червяков Н. О. № 10
Черкашин А. В. № 1, 11, 12
Чернобай С. В. № 8

Шаблий О. Н. № 1
Шаповалов К. П. № 2, 5
Шарык М. В. № 1
Шатан А. Ф. № 2
Швец В. И. № 5
Швец Ю. В. № 5, 6
Шейковский Д. А. № 11
Шекера В. М. № 8
Шелягин В. Д. № 6, 12
Шишкевич А. С. № 8
Шиян К. В. № 11
Шлезер М. № 2
Шуба И. В. № 6
Шулым В. Ф. № 4
Шутиков А. В. № 7

Юхименко Р. Ф. № 3
Ющенко К. А. № 5, 8, 10

Явдощин И. Р. № 12
Якушин Б. Ф. № 11
Яшник А. Н. № 3, 5

ПОДПИСКА — 2013 на журнал «Автоматическая сварка»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
480 грн.	960 грн.	2700 руб.	5400 руб.	90 дол. США	180 дол. США
В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.					

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Саммит», «Прессцентр», KSS, «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).

Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка» на сайте: http://www.rucont.ru.
По подписке доступны выпуски журнала, начиная с 2009 г. в формате *.pdf.
Подписка возможна на отдельные выпуски и на весь архив, включающий все выпуски за 2009–2011 гг. и текущие выпуски 2012 г.
Подписка доступна физическим и юридическим лицам.

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700$
- Вторая (550$), третья (500$) и четвертая (600$) страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400$
- Вклейка А4 (200×290 мм) 340$
- Разворот А3 (400×290 мм) 500$
- 0,5 А4 (185×130 мм) 170$

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрези 200×290 мм
- В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации

Все файлы в формате IBM PC

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- Цена договорная
- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию
- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)
- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Контакты:
тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84
E-mail: journal@paton.kiev.ua

© Автоматическая сварка, 2012

Подписано к печати 29.11.2012. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 8,75. Усл.-отт. 9,04. Уч.-изд. л. 9,64 + 8 цв. вклеек.
Печать ООО «Фирма «Эссе».
03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.