

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б.Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е.О. Патона
д.т.н. С.И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),
д.т.н. В.Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
д.т.н. Ю.С. Борисов,
д.т.н. Г.М. Григоренко,
к.ф.-м.н. А.Т. Зельниченко,
д.т.н. В.В. Кныш,
д.т.н. И.В. Кривцун, д.т.н. Ю.Н. Ланкин,
д.т.н. Л.М. Лобанов,
д.т.н. В.Д. Позняков,
д.т.н. И.А. Рябцев, д.т.н. К.А. Юценко
Т.В. Юштина (отв. секр.)

Ученые университетов Украины
д.т.н. В.В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,
д.т.н. В.В. Квасницкий,
НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев,
к.т.н. Е.П. Четверто,
НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев,
д.т.н. М.М. Студент, Физ.-механ. ин-т
им. Г.В. Карпенко НАНУ, Львов

Зарубежные ученые
д.т.н. Н.П. Алешин
МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, РФ
д.т.н. Гуань Цяо
Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай
д.х.н. М. Зиниград
Ун-т Ариэля, Израиль
д.т.н. В.И. Лысак
Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ
д-р инж. У. Райсген
Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия
д.т.н. Я. Пильярчик
Ин-т сварки, Гливице, Польша
д.т.н. Г.А. Туричин
С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ

Адрес редакции
ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ
03150, Украина, Киев-150,
ул. Казимира Малевича, 11
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Учредители
Национальная академия наук Украины,
ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ,
МА «Сварка» (издатель)

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001
ISSN 0005-111X
DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/as>

Рекомендовано к печати
редакционной коллегией журнала

Журнал входит в перечень утвержденных
Министерством образования и науки
Украины изданий для публикации трудов
соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная
Подписной индекс 70031

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

Пленарные доклады международной конференции
«Материалы для сварки, наплавки, нанесения покрытий
и 3D-технологий», Киев, ИЭС, 4–5 июня 2019

<i>Bonnel J.-M., Maurer M., Rosert R.</i> Сварка и наплавка под флюсом высоколегированных сталей порошковыми проволоками	4
<i>Головко В.В., Степанюк С.Н., Ермоленко Д.Ю.</i> Дисперсионное модифицирование дендритной структуры металла сварных швов	14
<i>Юценко К.А., Гах И.С., Задерий Б.А., Звягинцева А.В., Карасевская О.П.</i> Ремонтная наплавка лопаток газовых турбин из жаропрочных никелевых сплавов с поверхностными дефектами и повреждениями	21
<i>Гончаров И.А., Судавацова В.С., Мищенко Д.Д., Дученко А.Н., Сокольский В.Э.</i> Влияние тугоплавких дисперсных фаз на физико-химические свойства шлакового расплава системы $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$	29
<i>Шлепаков В.Н., Котельчук А.С.</i> Улучшение технологических и санитарно-гигиенических характеристик процесса дуговой сварки в среде защитного газа	33
<i>Ахонин С.В., Шваб С.Л.</i> Присадочная порошковая проволока для TIG сварки и наплавки титанового сплава BT22	39
<i>Ворончук А.П., Жудра А.П., Петров А.В., Кочура В.О.</i> Влияние температуры на твердость и износостойкость наплавленных порошковыми лентами высокохромистых чугунов	44
<i>Кусков Ю.М., Кузьменко О.Г., Лентюгов И.П.</i> Применение стружки из стали 5ХНМ при электрошлаковой наплавке штампов в токоподводящем кристаллизаторе	51
<i>Бабинец А.А.</i> Влияние химического состава и структуры наплавленного металла на деформацию тонких стальных пластин	55
<i>Голякевич А.А., Орлов Л.Н., Максимов С.Ю.</i> Особенности процесса сварки металлопорошковой проволокой марки ТМВ5-МК	60
<i>Аджамский С.В., Кононенко А.А.</i> Исследование условий глубокого проплавления при изготовлении образцов из жаропрочного сплава Inconel 718 методом выборочного лазерного плавления	65
<i>Липодаев В.Н.</i> Легирование металла шва азотом при дуговой сварке коррозионностойких сталей (Обзор)	71
<i>Федорчук В.Е., Покляцкий А.Г., Фальченко Ю.В., Кислая Г.П.</i> Влияние скандия на свойства и структуру сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu и их сварных соединений	78

Информация

Производство электродов на ОЗСО ИЭС им. Е.О. Патона	87
--	----

Автоматичне Зварювання

Avtomaticheskaya Svarka (Automatic Welding)

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Published 12 times per year since 1948

Головний редактор **Б.Є. Патон**

Editor-in-Chief **B.E. Paton**

ЗМІСТ

CONTENTS

**Пленарні доповіді міжнародної конференції
«Матеріали для зварювання, наплавлення,
нанесення покриттів та 3D-технологій»,
Київ, ІЕЗ, 4–5 червня 2019**

**Plenary papers for International Conference
«Consumables for welding, surfacing
and coating deposition and 3D technologies»,
Kyiv, PWI, 4–5 June 2019**

- Bonnel J.-M., Maurer M., Rosert R.* Зварювання та наплавлення під флюсом високолегованих сталей порошковими дротами 4
- Головко В.В., Степанюк С.М., Єрмоленко Д.Ю.* Дисперсійне модифікування дендритної структури металу зварних швів 14
- Ющенко К.А., Гах І.С., Задерій Б.О., Звягінцева Г.В., Карасевська О.П.* Ремонтне наплавлення лопаток газових турбін з жароміцних нікелевих сплавів з поверхневими дефектами та пошкодженнями 21
- Гончаров І.О., Судацова В.С., Міщенко Д.Д., Дученко А.М., Сокольський В.Е.* Вплив тугоплавких дисперсних фаз на фізико-хімічні властивості шлакових розплавів системи $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$ 29
- Шлепаков В.М., Котельчук О.С.* Поліпшення технологічних та санітарно-гігієнічних характеристик процесу дугового зварювання в середовищі захисного газу 33
- Ахонін С.В., Шваб С.Л.* Присадний порошковий дріт для ТІГ зварювання та наплавлення титанового сплаву VT22 39
- Ворончук О.П., Жудра О.П., Петров О.В., Кочура В.О.* Вплив температури на твердість та зносостійкість наплавлених порошковими стрічками високохромистих чавунів 44
- Кусков Ю.М., Кузьменко О.Г., Лентюгов І.П.* Застосування стружки із сталі 5ХНМ при електрошлаковому наплавленні штампів в струмопідвідному кристалізаторі 51
- Бабінець А.А.* Вплив хімічного складу та структури наплавленого металу на деформацію тонких сталевих пластин 55
- Голякевич А.А., Орлов Л.М., Максимов С.Ю.* Особливості процесу зварювання металопорошковим дротом марки ТМВ5-МК 60
- Адхамський С.В., Кононенко Г.А.* Дослідження умов глибокого проплавлення при виготовленні зразків з жароміцних сплавів Inconel 718 методом вибіркового лазерного плавлення 65
- Ліподаєв В.М.* Легування металу шва азотом при дуговому зварюванні корозійностійких сталей (Огляд) 71
- Федорчук В.Є., Покляцький А.Г., Фальченко Ю.В., Кісла Г.П.* Вплив скандію на властивості та структуру сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu та їх зварних з'єднань 78

Інформація

Виробництво електродів ДЗЗУ ІЕЗ ім. Є.О. Патона 87

- Bonnel J.-M., Maurer M., Rosert R.* Submerged-arc surfacing of high-alloy steels by flux-cored wires 4
- Golovko V.V., Stepanyuk S.N., Ermolenko D. Yu.* Dispersion modification of dendritic structure of weld metal 14
- Yushchenko K.A., Gakh I.S., Zaderii B.A., Zvyagintseva A.V., Karasevskaya O.P.* Restoration of single crystal blades of gas turbines of high-temperature nickel alloys with surface defects and damages by surfacing 21
- Goncharov I.O., Sudavtsova V.S., Mishchenko D.D., Duchenko A.M., Sokolsky V.E.* Influence of refractory dispersed phases on physico-chemical properties of slag melts of the system $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$ 29
- Shlepakov V.N., Kotelchu A.S.* K Improvement of technological and sanitary-hygienic characteristics of arc welding process in shielding gas environment 33
- Akhonin S.V., Shvab S.L.* Filler flux-cored wire for TIG welding and surfacing of titanium alloy VT22 39
- Voronchuk A.P., Zhudra A.P., Petrov A.V., Kochura V.O.* Effect of temperature on hardness and wear resistance of high-chromium cast irons deposited with flux-cored strips 44
- Kuskov Yu.M., Kuzmenko O.G., Lentyugov I.P.* Application of chips in electroslag surfacing of dies in current-conducting mold 51
- Babinets A.A.* Effect of composition and structure of deposited metal on deformation of deposited thin steel plates 55
- Golyakevich A.A., Orlov L.N., Maximov S. Yu.* Peculiarities of welding process using metal flux-cored wire of grade TMV5-MK 60
- Adzhamskii S.V., Kononenko A.A.* Investigation of deep penetration conditions when making samples from high-temperature alloy Inconel 718 by the method of selective laser melting 65
- Lipodaev V.N.* Nitrogen alloying of weld metal in arc welding of corrosion-resistant steels (Review) 71
- Fedorchuk V.E., Poklyatski A.G., Falchenko Yu. V., Kislaya G.P.* Scandium effect on the properties and structure of alloys of Al-Zn-Mg-Cu system and their welded joints 78

Information

Production of electrodes at Paton PPWE 87

Журнал «Автоматичне зварювання» видається англійською мовою під назвою «The Paton Welding Journal»

«Avtomaticheskaya Svarka» (Automatic Welding) journal is republished in English under the title «The Paton Welding Journal»

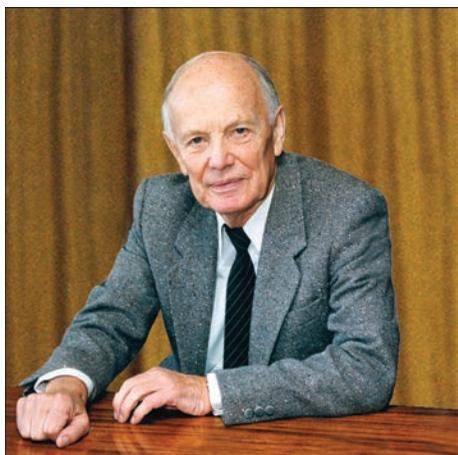
Адреса редакції

03150, Україна, м. Київ-150, вул.Казимира Малевича, 11
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України
Тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-63-02
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Address

The E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine,
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine
Tel./Fax: (38044) 200-82-77, 200-63-02
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Шановні пані та панове, колеги!



З великим задоволенням вітаю всіх учасників і гостей Міжнародної конференції, яка присвячена актуальним для сучасного зварювального виробництва проблемам — матеріалам для зварювання, наплавлення, нанесення покриттів та 3D-технологій.

Коло проблем і завдань, визначених до обговорення в ході роботи конференції, інформація про останні досягнення в цій галузі, а також ознайомлення з представленими на виставці зразками зварювальних матеріалів вітчизняних виробників, сприятимуть зміцненню наукових та ділових контактів, подальшому розвитку науково-дослідних і прикладних робіт в розглянутих напрямках.

Традиційна плідна співпраця науки та виробництва, постійне наукове супроводження з боку Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона і активна позиція виробників зварювальних матеріалів дозволяють забезпечити високу якість, широкий попит на вітчизняні зварювальні матеріали як на внутрішньому, так і на зовнішньому ринках.

Свідченням цього є факт, що за роки незалежності України вдалося не допустити експансії зарубіжних виробників на український ринок. Більш того, фахівці України допомогли створити ряд виробництв зварювальних матеріалів в багатьох державах на пострадянському просторі. На відміну від української економіки в цілому вітчизняні виробники зварювальних матеріалів забезпечують позитивний зовнішньоекономічний баланс.

Серед нових завдань, що стоять перед фахівцями — виробниками зварювальних матеріалів — слід відзначити організацію виробництва матеріалів для зварювання титанових і алюмінієвих сплавів, матеріалів для застосування в адитивних технологіях та роботизованих комплексах.

Від імені Оргкомітету конференції хочу висловити щире подяку всім установам, підприємствам, організаціям та фахівцям, які своєю активною підтримкою забезпечили можливість її проведення.

Висловлюю впевненість в тому, що розгляд питань, які виносяться на конференцію, обмін інформацією про останні досягнення в цій галузі, встановлення нових наукових і ділових контактів дозволить нам внести свій вклад в поживлення і підйом ділової активності нашої країни.

Бажаю всім учасникам конференції плідної роботи, великих досягнень, благополуччя і міцного здоров'я.

Академік Б.Є. Патон



SUBMERGED-ARC SURFACING OF HIGT-ALLOY STEELS BY FLUX-CORED WIRES

J. M. Bonnel¹, M. Maurer¹, R. Rosert²

¹Welding Alloys Group, Holtzwihr, France

²Dr. Rosert RCT GmbH, Dresden, Germany

Cored wires are used in numerous welding processes with or without external gas or flux shielding. Submerged arc welding (SAW) with cored wires, seamed or seamless, for joining mild and low alloyed steel grades is a technique that has demonstrated clear advantages during the three last decades. Ever since its invention, the SAW process has evolved with one main goal: to combine quality with productivity. With low alloy wires, the benefits have already been clearly demonstrated and widely exploited. However, little has been written on SAW and cladding with cored wires for corrosion or heat resisting applications. Its extension to high alloy compositions brings corresponding benefits and adds some specific and unique features. This paper focuses on consumable specificities and on the quality and productivity features of SAW with CRA (corrosion resistant alloy) cored wires. It describes the potential as well as the limitations of this technique. Cored wires are now used for submerged arc welding of almost all stainless steels ranging from soft martensitic to super-duplex, and for a series of nickel base compositions as well as for cladding cobalt base alloys. Examples of industrial applications with austenitic, duplex, martensitic and heat resisting stainless steels are given to illustrate the potential of the cored wire solution. 13 Ref., 4 Tabl., 25 Fig.

Keywords: Submerged arc welding, surfacing, cored wire, high-alloy steels

Submerged arc welding (Figures 1–4). The process allows deposition rates and welding speeds greater than most other welding processes and is very productive. It can produce deeply penetrating high quality welds as well as it can be used for weld surfacing where shallow penetration is required. It exists in many forms and it can be adapted to allow the welding of stainless steel base material from a few millimeters thickness up to more than 150 mm. The flux covering suppresses fume and the operator is not hindered by the light of the arc which dispenses him from a welding shield.

The disadvantages are not serious: the weld pool cannot be seen, the flux can get into machinery parts and welding must be carried out in the flat or horizontal vertical positions. Circumferential welds are more difficult to be made in small diameters because the flux falls away.

There are two kinds of consumables for submerged arc welding: solid wire (the most commonly used) and cored wire. The characteristics of cored wire give advantages over solid wire. Cored wires comprise a metal sheath and a core. This core consists of a mixture of various metallic ingredients (such as nickel, iron or molybdenum powder) and non-metallic powders (for instance, slag forming components or agents that clean and deoxidize the weld).

The deposition efficiency (but not systematically the deposition rate) will increase with the amount of metallic core ingredients in a composite tubular wire up to a given degree of compaction above which,

metal cored unlike flux cored wire, will almost have the same characteristics as solid wire.



Figure 1. Submerged arc welding with cored wire: Duplex UNS S32205



Figure 2. Submerged arc welding with cored wire: Austenitic CrNi steel AISI 310S

Compares submerged arc welding to other most common arc processes for welding stainless steel

Parametrs	SAW	SMAW	GMAW	GTAW	PAW	FCAW
Welding positions	1G, 2G	All	All	All	1G, 2G	All
Heat input	High	Moderate	Moderate	High	Moderate	Moderate
Slag cover	Yes	Both sides	No	No	No	Both sides
Investment	High	Very low	High	Moderate	High	Low
Analysis available	Limited	Any	Limited	Limited	Limited	Any
Possibility to modify composition	Limited	Yes	No	No	No	Yes
Employability	Limited	Everywhere and always	Often	Everywhere (gas)	Limited	Often
Set time	Long	Short	Longer	Longer	High	Short
Sensitivity to contamination	Low	Low	High	High	High	Low
Heat / Filler supply	Together	Together	Together	Separate	Together	Together
Slag	Yes	Yes	No	No	No	Yes
Spatter	No	No / Few	No / Few	No	No	No / Few
Weld bead protection	Good	Good	Good/Moderate	Excellent	Excellent	Good
Welding speed	High/very high	Moderate	Low/moderate	Low	Very high	Moderate/high
Distortion	Moderate/high	Moderate	Low/Moderate	High	Low	Low/Moderate
Automate	Yes	No	Yes	Yes	Yes	Yes
Duty cycle	High	Moderate	Moderate	Low	High	Moderate
Dilution	30-70%	10-25 %	5-50%	0-100%	100%	10-25%
Visible arc	No	Yes	Yes	Yes	Yes	Yes
Welding fumes	No	Yes	Some	A few	A few	Yes
Weld appearance	Excellent	Very good	Good	Excellent	Excellent	Very good
Micro-slag inclusions	Yes	Yes	No	No	No	Yes
Sophisticated power sources	No	No	Yes	Yes	Yes	No
Backing gas / Ceramic	No/Ceramic	No	Gas	Gas	Gas	Ceramic
Undercut	No	No	Sensitive	No	No	No
Deposit rate in position	N.A.	Moderate	Low	Low	N.A.	High

When welding with a tubular electrode, most of the welding current is conducted by the metal sheath. In a solid wire the current travels through the entire cross-section of the wire. Thanks to this difference, cored wires for submerged arc welding provide advantages:

At an equivalent amperage setting, a cored wire will experience higher current densities than a solid

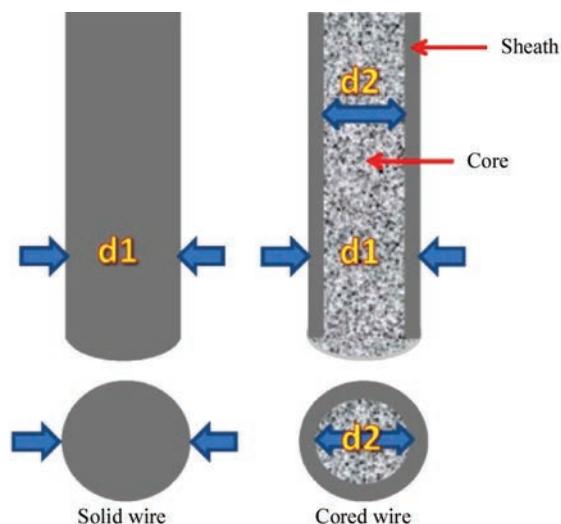


Figure 3. Current densities on solid wire vs cored wire. Solid wire = $3.14 \cdot (d1^2)/4$, cored wire = $3.14 \cdot (d1^2 - d2^2)/4$

wire. The resulting increased melt-off rates, in combination with a high percentage of metallic core ingredients, offers higher deposition rates. At high currents, the difference between solid wire and cored wire is amplified.

The benefit of an increased deposit rate, for a given wire diameter, at same amperage and same wire stick out is amplified by the physical characteristics of the strip. The electrical resistivity of stainless steel is higher when compared to mild or low alloy steel hence, for a given weld metal composition,

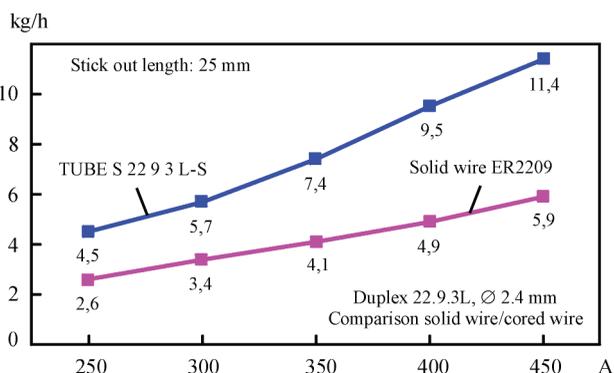


Figure 4. Deposition rates with solid wire and duplex cored wire for submerged arc welding — Duplex UNS S32205. Measured for application Fig. 1

deposition rates achieved with stainless steel cores wires will usually outperform these of solid wires having the same composition. The stainless steel sheath composition, its quality and dimensions, the production route of the cored wire as well as wire cross section design revealing filling ratio are important contributors not only to deposition rate but also to global weld performance.

Cored wires contribute to provide productivity which is important in any business. With stainless steels, corrosion resistance properties as well as metallurgical specificities such as embrittlement or hot cracking tendency are often the limiting factor. In many cases, these can be dealt with easier by exchanging solid to metal cored wires, without sacrificing productivity.

An efficiency of 99 % is used when calculating the deposition rates of stainless steel solid wires when used in the SAW process. In comparison, TUBE S metal cored wires use a 98 % efficiency rate for calculating deposition rates.

In many cases, stainless steel cored wires for SAW are formulated differently than those designed to run with shielding gas. For example, they contain additions to improve slag release or to enhance impact toughness.

Stainless steel cored wire designs (Figures 5, 6). The overriding majority of submerged arc wires for corrosion resistant application are seamed. The seam is overlapped. Cored wires with a seam are all manufactured from strip formed into a U-shape, filled and closed to give a round section. They are then reduced to the desired diameter by drawing or rolling.

In the case of drawing, the wire is reduced by passing it through a series of dies lubricated with soap. Drawing soaps contain hydrogen and must be eliminated at the end of the cycle to avoid porosity and excessive hydrogen content in the weld metal.

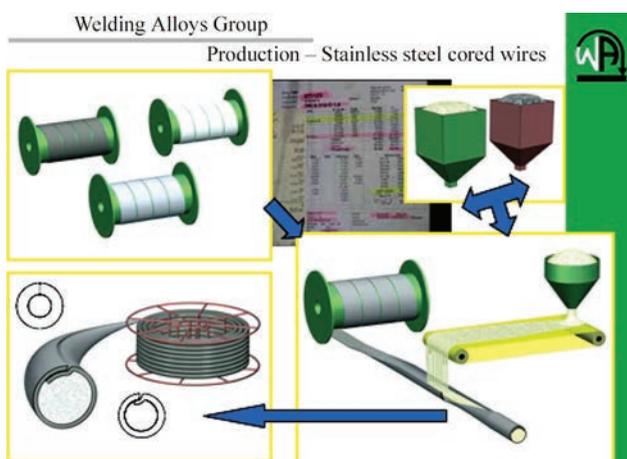


Figure 5. Corrosion resistant alloy cored wire production schematic description

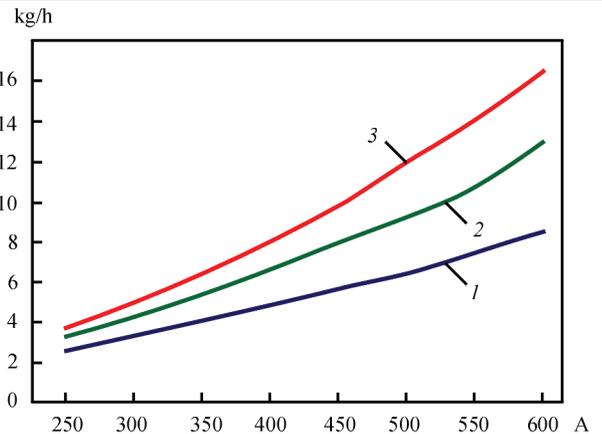


Figure 6. 308L composition. Deposition rates diameter 2.4 mm. Stick out length 25 mm: 1 — solid wire; 2 — seamless cored; 3 — seamed cored

Lubrication residues remaining on the wire surface must be removed either by dissolution or by baking.

In the case of rolling, the reduction is carried out in a more gradual manner with little or no lubricant, between rolls of appropriate profile. Rolling and drawing may be combined during the manufacture of cored wires.

High alloy seamless wires can be produced today as well. Low alloy seamless wires are manufactured from a metal tube filled by vibration then drawn to the desired diameter with intermediate annealing.

It is difficult to produce high alloy stainless grades his way because of the limitation in filling ratio. However, new production techniques for seamless high-fill wires are now possible. One starts from a strip formed into a U-shape, filled with powder and then seam-welded by a proprietary laser system. The wire is then drawn to the required diameter with eventual intermediary annealing(s).

A drawback of stainless steel seamless wires for submerged arc welding is their lower performance in deposition rate.

Quality. Virtually all stainless steel compositions are feasible with cored wires. In order to obtain a weld deposit with the desired composition, structure, mechanical properties and corrosion resistance, the cored wire manufacturer has at his disposal a vast variety of strip analyses, which he combines with metal and/or mineral powders, with or without binders.

What determines the quality of the finished product is the experience and knowledge brought to bear in production. Close attention is essential to ensure the core is continuous and homogeneous. Strict quality control must be exercised from the procurement of raw materials until the finished product is prepared for dispatch.

Stainless steel cored wires are produced mainly by rolling and may undergo one or several heat

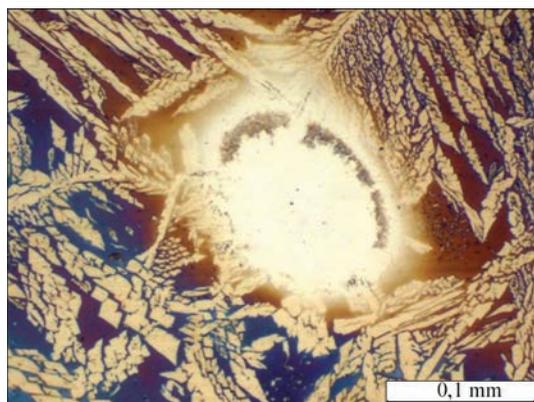


Figure 7. Submerged arc duplex cored wire 2.4 mm. Low parameters: 250 A, 28 V, 40 cm/min. Coarse molybdenum metal. Unmolten molybdenum in structure. Pitting corrosion temperature under 22 °C

treatments. One may arrive at a particular weld deposit analysis starting from a more or less highly alloyed strip. The composition is adjusted by adding elements to the flux filling of the tube. For example, it is possible by this means to produce a 316L austenitic stainless steel cored wire with using mild steel, 430L, 304L or 316L strip.

The performance of high alloy cored wires for submerged arc welding in terms of productivity and weldability in addition to mechanical properties and resistance to various forms of corrosion — according to the type of stainless steel deposited — depends on a large number of factors:

- the strip: composition, dimensions, surface finish, impurity levels, general condition;
- the manufacturing process: rolling sequence, lubrication system, heat treatments etc;
- the core type: flux or metal cored, amount and type of non-metallic additions, wet mix or dry mix.

The details of the slag/core formulation, the consistency of the raw materials used, their grain size and their purity are of overriding importance: it is well known that cored wires of the same classification from different manufacturers are never quite the same. Economic considerations (raw material prices, production output and initial cost

price of the wire) should not occult the stringent requirements in terms of formulation otherwise problems will arise sooner or later (Figure 7)

Cored wires for submerged arc welding — advantages. The main benefits of the cored wire route for submerged arc welding stainless steels can be summarized as follows:

- tailored compositions to cope with specific dilution levels or to achieve particular compositional requirements and mechanical / corrosion resistance properties (fabrication welding and weld overlay);
- increased productivity: higher deposition rates and / or improved corrosion resistance;
- higher welding speeds: reduced heat input, reduced warping of welded structures,
- enhanced weldability: excellent wetting, easy slag release even for the first beads in narrow preparations, very good weld appearance,
- versatility: it is possible to weld the first layers, for example the first run on a root pass at low settings (e. g. < 250 A for Ø 2.4 mm) and to fill the joint with the same wire, taking benefit from the improved deposition rates at higher parameters (e. g. 450 A for Ø 2.4 mm);
- logistical advantage: one wire diameter can be used for all thicknesses.

The above advantages are illustrated by some examples of applications

Joining of common chrome nickel austenitic stainless steel. Submerged arc welding is commonly applied to joining applications. As it is restricted to work in the flat position and the weld pool is not visible, it has been developed essentially as an automatic or robotic process.

Pressure to increase productivity, reliability and quality is unrelenting. Thus, nowadays we find many possible combinations: tandem, twin, tandem-twin, multi-wire and a series of derivatives or digressions from these techniques. Whatever process is used, cored wire can increase quality and productivity. A simple change of consumable can bring clear benefits, as shown on figures 8 and 9. Using cored

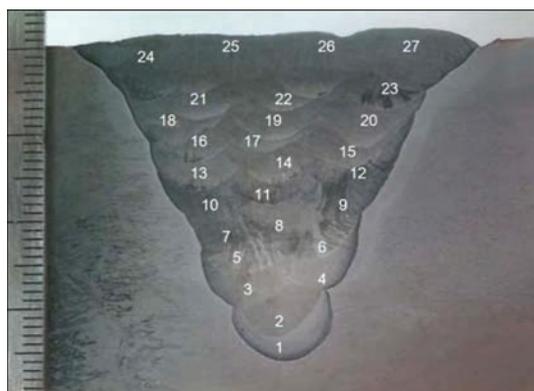


Figure 8. 60° V-joint, 50 mm ER309L, 3.2 mm, 450 A, 31 V, 50 cm/min, 27 runs

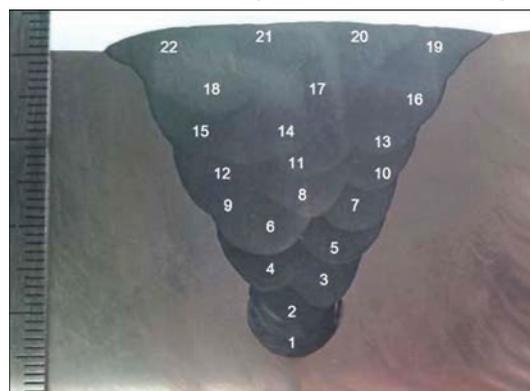


Figure 9. 60° V-joint, 50 mm, EC309L 3.2 mm, 450 A, 31 V, 50 cm/min, 22 runs



Figure 10. Submerged arc welding with EC316L wire



Figure 11. Macrography illustrating bead shaping possibilities and penetration

wire instead of solid wire, a higher deposit rate is achieved with fewer passes.

Thanks to its wide parameter range, cored wire can be used for a large range of submerged arc applications, from two-run processes to multi-pass groove welding (Figure 10).

Weld bead shapes are easier to adjust, less weld preparation is required, as fewer layers are necessary to complete the joint, less flux is consumed and there is less downtime and distortion (Figure 11).

Joining of standard chrome nickel austenitic stainless steel (Figures 12, 13). As a rule of thumb, most austenitic stainless steels with a $Cr_{eq}/Ni_{eq} > 1.5$ with $Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0.7 * \%Nb$ and $Ni_{eq} = \%Ni + 35 * \%C + 20 * \%N + 0.25 * \%Cu$ are quite easy to weld, provided some elementary precautions are taken. They do not normally require preheat, post-heat or post weld heat treatment. Austenitic weld metal with adequate ferrite content has good resistance to hot cracking.

Austenitic stainless steels undergoing a primary austenitic solidification (A or AF) are more sensitive to hot cracking and require special care during welding (example 310, 385).

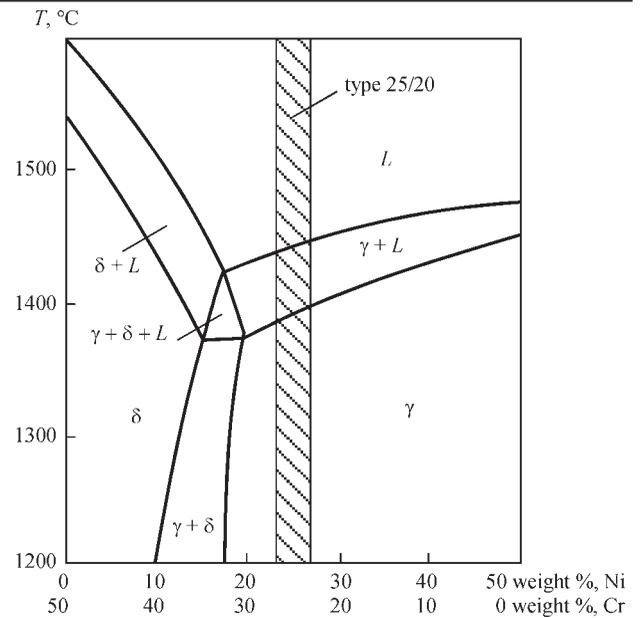


Figure 12. FeCrNi diagram 18Cr/8Ni composition. FA solidification mode

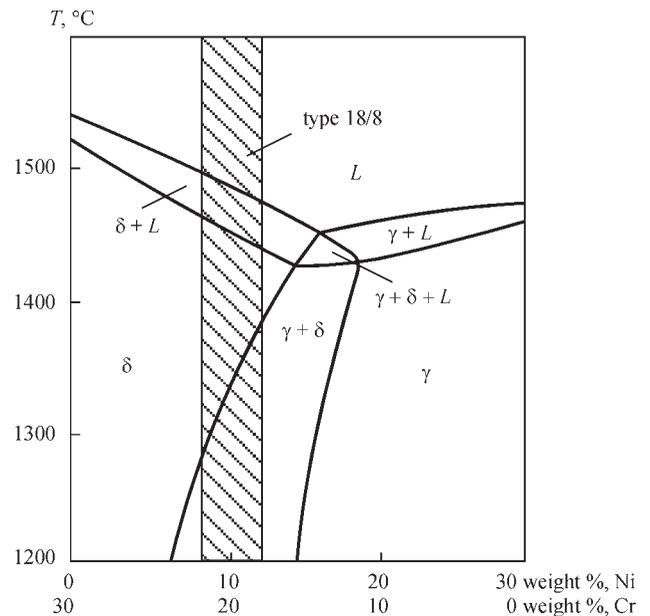


Figure 13. FeCrNi diagram 25Cr/20Ni composition. Primary austenitic solidification mode

Austenitic stainless steels have lower thermal conductivity than carbon and low alloy steels, the welding zone will be at high temperatures for longer. During welding, impurities can become concentrated at the grain boundaries resulting in a risk of cracking. To avoid this, welding conditions and welding consumables must be chosen with care:

- control residual impurity levels (S, P, B etc.) in the weld metal i.e. in wire and flux;
- limit oxygen content in weld metal;
- alloy with manganese when possible and allowed;
- avoid burn off of alloying elements;
- control dilution;
- keep heat input low;

- work with a low inter-pass temperature;
- adapt welding speeds;
- check weld bead geometry (width/depth ratio).

With cored wire, welding can be carried out at a low heat input with a higher deposition rate than with solid wire. Thus, cored wires allow quality to be combined with productivity including for austenitic stainless steels.

The SAW process using cored wire is now being implemented with success on AISI 310 stainless steel. Cored wire improves hot cracking resistance when compared to solid wire. The constructions are for example H₂S reactors and involve thicknesses above 40 mm. PWHT is specified with a holding time at 870 °C. Other PWHT is solution annealing at 1080 °C.

Joining duplex stainless steels. Lean duplex, duplex and super-duplex steels have good weldability as well. Duplex stainless steel cored wires can be tuned in order to achieve required composition, ferrite level and mechanical properties according to specific joint preparations or specific requirements on the cladding. Though submerged arc welding is a process that uses a high heat input it is well adapted to welding duplex stainless steels. Cored wire is often an attractive solution to expand the possibilities of the submerged arc welding process with these materials.



Figure 14. 310S reactor under heat treatment. SAW: TUBE S 310-S + WAF 380



Figure 15. Reboiler in duplex stainless steel FCAW – TETRA S B 22 9 3L-G. SAW – TUBE S 22 9 3L-S + WAF 385

Duplex cored wire TUBE S 22 9 3L-S allows deposit rates 30 % higher than those of solid wire of the same diameter to be attained (Figures 14, 15).

Cladding applications (Figures 16–18). Stainless steel cladding involves careful monitoring of the dilution. The Schaeffler, Espy and WRC 92 extended constitution diagrams are useful tools to predict the structure of a weld metal in the case of weld overlays. The closer one comes to the boundary of the martensite region of the diagrams, the greater is the risk of cold cracking. Procedure qualification according to EN ISO 15614-7 & ASME IX prescribes bend tests to reveal any cracking tendency and to guarantee the soundness of the weld deposit.

The electroslag welding process (ESW) is currently very widely used for cladding on account of its advantages: low dilution, high deposition rate, high quality.

This process is however sometimes difficult to use for several reasons:

- size: strip width + the magnetic steering system;
- minimum base metal thickness is required: approximately half the width of the strip (e.g. minimum base metal thickness of 30 mm if a 60 mm wide strip is used);
- high distortion due to the high heat input;
- need of a high-current power source delivering typically 1200 A for a 60 mm strip.

Submerged arc deposits with cored wire are characterized by bead profiles that are wider and less penetrated than solid wire. Thus, at the same parameters (330 A, 30 V, 41 cm/min), SAW with cored wire will involve less dilution and a lower risk of martensite formation in weld metal (about 10 % less dilution with cored wire at same parameter settings). This martensite is a problem, for example during the bend tests.

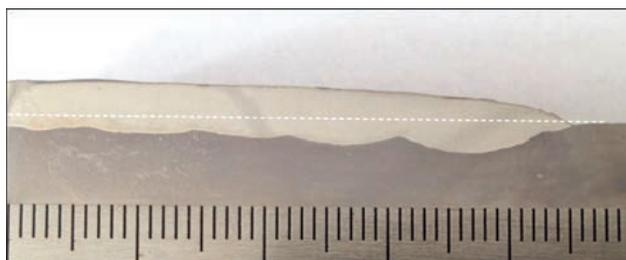


Figure 16. Cladding ER309L 3.2 mm, 330 A, 30 V, 41 cm/min, 30 % dilution

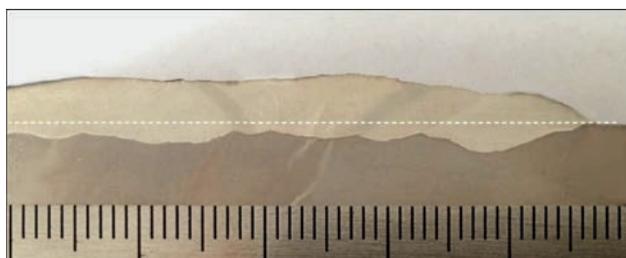


Figure 17. Cladding EC309L 3.2 mm, 330 A, 30 V, 41 cm/min, 23 % dilution

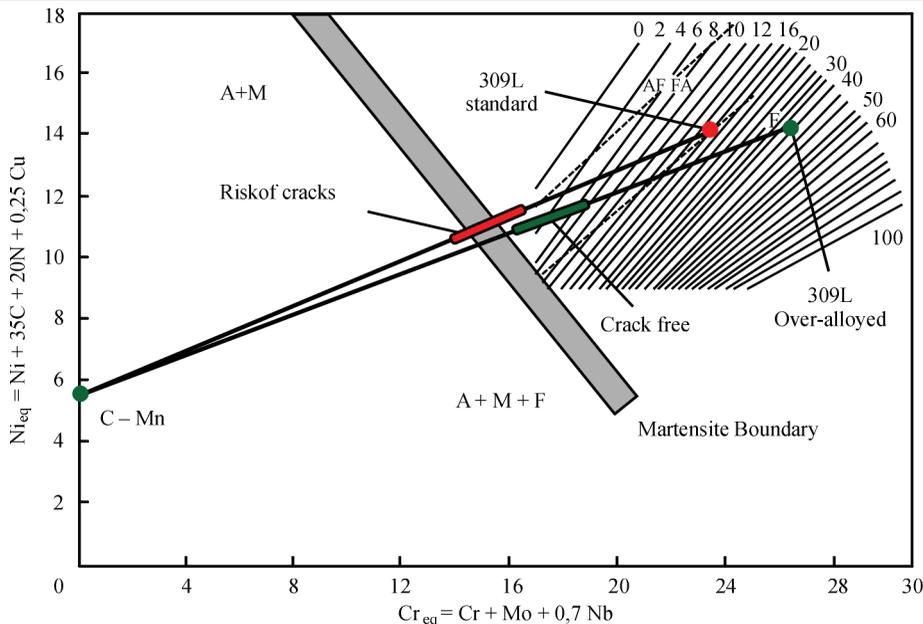


Figure 18. Extended WRC 1992 Diagram. High dilution tolerance with cored wire

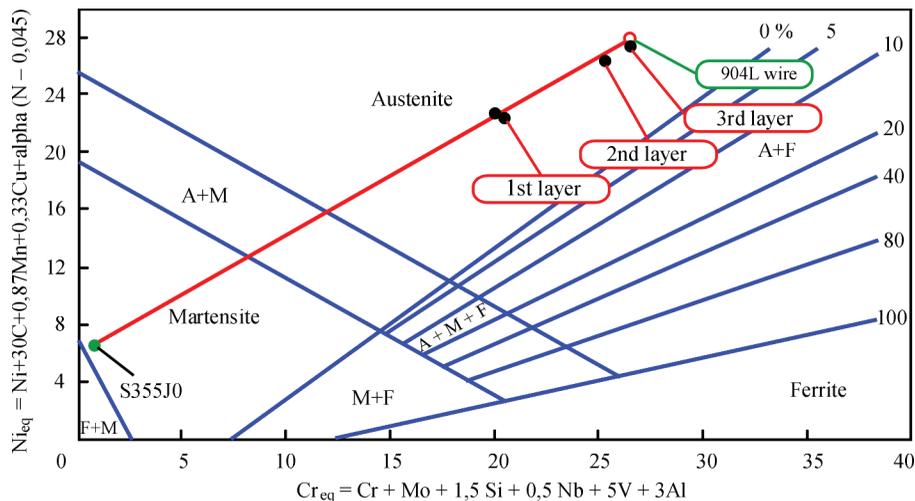


Figure 19. Extended WRC 1992 Diagram: 385 cladding

Despite the high deposition rates offered by SAW, it is difficult to use it as a substitute for ESW due to its high dilution with solid wires and the lack of suitable compositions to compensate this dilution.

With cored wire this problem is overcome by working with an over-alloyed 309L alloy for use as a buffer layer. By increasing the amount of chromium, one moves away from the martensite boundary and provides high dilution tolerance (more than 40%). Thanks to this custom-made buffer wire, one can obtain the required chemical analysis in two or three layers with no risk of cracking in the first layer.

This enables SAW cored wires to be used in numerous applications, for example:

- restoration of cladding (e.g. longitudinal and circular seams of pressure vessel equipment);
- overlay welding of components with limited access;
- flexible groove preparation.

Cladding — focus on UNS N 08904 austenitic overlay welding. UNS N 08904 is a multipurpose high corrosion resistance austenitic stainless steel developed 40 years ago. Due to combined additions of chromium (20 %), molybdenum (4.3 %), copper (1.5 %) combined with its high nickel content, the grade is recommended for most applications dealing with medium to severe corrosive solutions and is particularly used in sulfuric and phosphoric acids applications. It is well adapted to clad plates applications.

When welding with rutile cored wire or shielded metal arc electrode, it is common practice to weld a 309LMo buffer layer before cladding with 385 (20 25 5 Cu N L) which is the matching filler metal for UNS N 08904. No buffer layer is required when cladding with a metal cored wire for submerged arc welding.

Cladding — Focus on martensitic overlay welding. Continuous cast rolls in steel mills

ACTING GLOBAL WELDING LOCAL		WELDING ALLOYS France SAS		WPA		
Descriptif de Mode Opérateur de Soudage / Welding Procedure Specification						
Written by / Rédigé par : B. GERARD Date : 20/11/13 Revision : 0						
WPS N° / N° de DMOS : WAF 13.002						
Base Metal / Métal de base :	A	B	Butt / Bout à bout :	<input type="checkbox"/>	Plates / Tôles :	<input type="checkbox"/>
ASME PN° / Group N° :	G356J0	/	Filed / Angle :	<input type="checkbox"/>	Tubes / Tubes :	<input type="checkbox"/>
Groupes / Sous-Groupes :	P102	/	Overlay / Recharg :	<input type="checkbox"/>		
Thickness / Epaisseur :	G1.2	/	Branch / piquage :	<input type="checkbox"/>		
Diameter / Diamètre :	50mm	/	Full penetration / Pleine pénétration :	<input type="checkbox"/>		
	NA	/				
Joint Design / Schéma de préparation		Welding Sequences / Disposition des passes				
Pass number / N° des passes :	1	2	3			
Process :	125	125	125			
Technique / Technique :	Manual / Semo-Auto / Automatique	Auto	Auto	Auto		
Welding Position / Position de soudage :	1G	1G	1G			
Manufacturer / Fabricant :		Welding Alloy	Welding Alloy	Welding Alloy		
Product name / Désignation commerciale :		TUBE S 90L	TUBE S 90L	TUBE S 90L		
Standard designation / Désignation normalisée :						
AWS Classification / N° AWS :		EC 385	EC 385	EC 385		
SFA specification / N° SFA :		5.22	5.22	5.22		
Filler metal F N° / N° métal d'apport :		6	6	6		
Weld metal Analysis A N° / Compo chimique :		9	9	9		
Diameter / Diamètre ϕ :		2.8	2.8	2.8		
Flux / Flux :						
Manufacturer / Fabricant :		Welding Alloy	Welding Alloy	Welding Alloy		
Product name / Désignation commerciale :		WAF 385	WAF 385	WAF 385		
Standard designation / Désignation normalisée :		Neutral flux	Neutral flux	Neutral flux		
Shielding gas / Gaz de protection :						
Designation :		/	/	/		
Mixture / Mélange :		/	/	/		
Flow rate / débit :		l/min	/	/		
Backing / Gaz endroit :						
Designation :		/	/	/		
Mixture / Mélange :		/	/	/		
Flow rate / débit :		l/min	/	/		
Tungstène electrode / Electrode de tungstène :						
Type of current / Nature du courant :		DC	DC	DC		
Polarity / Polarité :		+	+	+		
Current / Intensité :		A	330	400	400	
Voltage / Tension :		V	31	31	31	
Welding Speed / Vitesse d'avance :		cm/min	32	36	36	
Heat Input / Apport de chaleur :		kJ/mm	1.53	1.65	1.65	
Preheat / Préchauffage :	Non <input type="checkbox"/> Oui <input type="checkbox"/>	Temp (°C) :	20°C			
Interpass temperature / Température entre passes :			< 150°C			
Postheat / Postchauffage :	Non <input type="checkbox"/> Oui <input type="checkbox"/>	Temp (°C) :			Holding time / durée	
PWHT / TTAS :	Non <input type="checkbox"/> Oui <input type="checkbox"/>	Temp (°C) :			Holding time / durée	
Heating rate :		Cooling rate :				
Other informations / Autres informations :						
Oscillation : * Oscillation speed = 1.9m/min * Tempo of the overlap = 0.3s * Gap between each bead = 12mm						

Figure 20. Submerged arc cladding with cored wire EC385. Welding procedure

operate in particularly harsh service environments. Mold fluxes are added to the top of the continuous casting mold in order to cover the liquid steel. Within the caster, molten steel poured from a tundish flows into an oscillating copper mold where it forms a skin against the water cooled copper plates. The partially solidified slab is then pulled out of the mold through a series of containment segments containing drive rolls.

The slab is usually bent into the curved section of the caster, and unbent towards the run-out portion. Within the containment of the caster, the slab is subjected to water spraying to promote solidification.

In order to optimize roll reclamation and service life, cladding consumables have to be designed with the aim of preventing the failure mechanisms described above.

The most important requirements for continuous caster roll clad layers are listed below:

- elevated temperature oxidation resistance;
- resistance to localized pitting and crevice corrosion;
- maximum resistance to stress corrosion cracking and corrosion fatigue;
- maximum tempering resistance to prevent softening during service;
- resistance to thermal and thermo-mechanical fatigue;
- high thermal conductivity;
- low coefficient of thermal expansion;



Figure 21. Submerged arc cladding with cored wire EC385. Macrograph-stinger bead technique

- high hardness and resistance to abrasive and adhesive wear;
- high strength and sufficient toughness;
- good weldability;
- reasonable cost.

In order to obtain the required hardness, strength, wear resistance and corrosion resistance required in this application, stainless steels with martensitic microstructures are preferred. They are cost effective, provide high hardness, strength and wear resistance,



Figure 22. Submerged arc cladding with cored wire EC385. Side bend tests

as well as a low coefficient of thermal expansion hence improved thermal fatigue resistance.

A minimum of 12 % chromium generally provides the adequate corrosion and elevated temperature oxidation resistance necessary for slab caster operation. The presence of ferrite is believed to reduce the hardness and strength of the deposit, a δ -ferrite content of less than 10 % is often required. The addition of controlled amounts of nickel and molybdenum improves the high temperature properties. Nickel also raises the toughness of the deposit and stabilizes martensite, whereas molybdenum improves resistance to localized corrosion as well as it increases hardness and temper resistance.

Further improvement can be obtained by substituting part of the carbon normally added to martensitic stainless steels with nitrogen, a potent austenite promoting element. Nitrogen-enhanced 12 % chromium martensitic stainless steels exhibit faster re-passivation kinetics, a fine homogeneous distribution of nitride precipitates which inhibit grain growth and an increase in the stability and passivity range of the oxide film. This results in improved oxidation and corrosion resistance, higher strength, improved impact toughness, enhanced

CHROMECORE 414N-S — Typical all-weld analysis with flux WAF 415

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N
0.08	1.0	0.6	13.5	4.3	0.5	0.10

Structure: martensite, hardness – 3 layer deposit as welded: 44 HRC.

Operating conditions (recovery: 95 %)

Wire diameter, (mm)	Current (A)		Voltage (V)		Stick-out (mm)	
	Range	Optimum	Range	Optimum	Range	Optimum
2.4	200 - 450	350	26 - 30	30	25 - 60	30
2.8	250 - 550	400	28 - 32	30	25 - 60	30
3.2	300 - 650	500	28 - 32	30	25 - 60	30

temper resistance, and higher resistance to thermal and thermo-mechanical fatigue. These improved properties result in considerably less material loss during service and explain the success of our 400N series pioneered and designed by Welding Alloys.

Incorporating the required amount of nitrogen up to the solubility limit and without porosity by submerged arc welding has proven to be an effective solution (Tables 2, 3).

Cladding focus on high chromium cast irons overlay welding (Figures 23–25). During its whole service life, mechanical equipment is undergoing the deleterious effects of corrosion and/ or wear. In most cases, wear or corrosion are synonym of lost metal and parts reduced down to the stage where they can no longer efficiently perform their intended function.

Flux and metal cored wires are implemented for joining, cladding and hardfacing application.

Cladding consists in depositing a corrosion resistant surfacing on a base metal providing mechanical strength whereas hardfacing is a solution to increase wear resistance.

Hardfacing has numerous advantages:

- longer service life of wear parts;
- improved efficiency to plant operation and an increase in production;
- reduced idle time in plant operation;
- use of reconditioned components rather than costly new replacements, and a reduction in labor costs due to fewer replacements;
- basic savings of replacing expensive alloy steel parts with cheaper mild or low-carbon steel parts,

hardfaced with a minimum amount of superior wear-resistant alloy located only in the area of wear;

- reduced overall dependence on replacement parts and considerable saving in maintenance costs.

High chromium cast irons are cost effective solutions when abrasion is the main wear factor. The choice of a given composition within this family of products depends on whether or not secondary wear mechanisms such as temperature, impact or corrosion are present.

Hardness is not a guarantee of abrasion resistance: a suitable microstructure is. Microstructure for high chromium cast irons, is governed by two elements: carbon and chromium. The ratio between chromium and carbon is of paramount importance to guarantee the presence of primary carbides and to optimize their amount: both are essential for wear resistance.

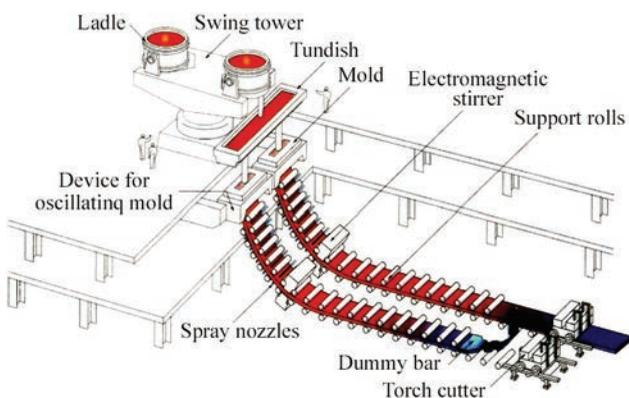


Figure 23. Continuous casting



Figure 24. Continuous casting roller cladding with cored wire CHROMECORE 414N-S

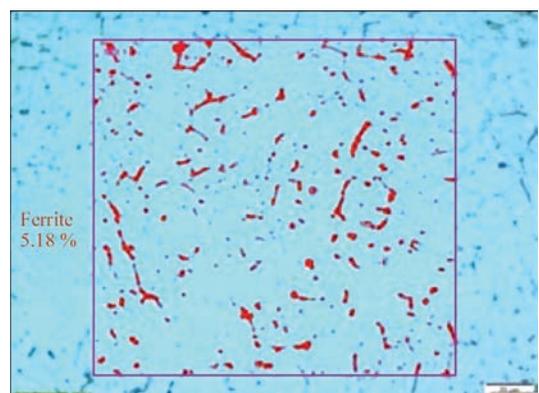


Figure 25. Structure martensite + 5,2 % delta ferrite

Typical chemical composition high chromium cast irons (weight %)

WA HARDFACE	Symbole	C	Cr	Nb	Mo	W	V	Hardness
HC-O	Fe15/PKE	5.0	27	-	-	-	-	60 HRC
CN-O	Fe15/KKA	5.5	22	7	-	-	-	62 HRC
CNV-O	Fe16/KKA	5.5	22	7	7	2	1	64 HRC

The welding procedure actually influences the orientation of these carbides, thus the overall performance of the weld deposit. Wear resistance often is a compromise: extreme resistance to abrasive wear is synonym of a lower resistance to impact. Taking this into account, three families of high chromium cast irons are available to the end user:

Near eutectic compositions that present a good solution for applications where besides abrasion resistance, a combination of resistance to impact and eventually corrosion is required

Primary carbides with eutectic for extreme resistance to abrasion

Primary carbides + alloy carbides in a eutectic austenite/carbide matrix. Such deposits contain harder and finer carbides for improved resistance to a wider range of abrasives and/or combined wear mechanisms, for example abrasion + temperature.

Globally, if we do not consider the «black magic trend» three or four compositions are enough to cope with most of the abrasion related applications.

Conclusion. For years [1–13], the submerged arc welding process has evolved with one main goal: to combine quality with productivity. Cored wires depositing corrosion resistant alloys are dedicated to this process. They offer satisfactory versatility both in joining and in cladding and provide useful and economically attractive process improvements as well as high quality performance required for corrosion and heat resisting application.

References

1. Fils tubulaires pour le soudage d'aciers inoxydables, JM Bonnel, N Vass, N.C Pease, Soudage Automatique – Applications Industrielles du Soudage avec Fil Fourré – Institut de Soudure – 11/12/2001.
2. Tubular wire welding, D. Widgery, Abington Publishing, ISBN 1 85573 088X.
3. Cored wires for corrosion resistant alloys: status report 2006, JM Bonnel, N.C. Pease, International Institute of Welding Congress, 8-10/03/2006, Stellenbosch, South Africa.
4. EN ISO 4063: Welding and allied processes – Nomenclature of processes.
5. Gevulde draad MIG/MAG en onderpoederdek lassen van austenitisch en duplex roestvast staal, JM Bonnel, Welding Alloys - Seminarie Belgisch Instituut voor Lastechniek, Stivak en De Nayer Instituut, 2001.
6. Fils fourrés à poudre métallique, JM Bonnel – Journée d'étude «Soudage et mise en œuvre de l'acier inoxydable», Institut Belge de la Soudure – 28 novembre 2002.
7. EN ISO 17633: Welding consumables – Tubular cored electrodes and rods for gas shielded and non-gas shielded metal arc welding of stainless and heat-resisting steels – Classification.
8. Proceskeuze van modern lastechnieken in roestvast staal, F. Neessen, H. Meelker, F. Naber – Lincoln, Roestvaststaalgids 2012.
9. ASME II C SFA-5.22: Specification for stainless steel flux cored and metal cored welding electrodes and rods.
10. Technical report ISO/TR 17671-5: Welding - Recommendations for welding of metallic materials - Part 5: Welding of clad steels.
11. Which process? Peter Houldcroft, Abington Publishing, ISBN 1 85573 008 1.
12. Arcelor Product Information: URANUS B6 and B6N. A multipurpose Austenitic stainless steel with PREN ≥ 34.
13. Submerged arc welding with tubular cored wires: Welding & cladding of high alloy steels, B.Gerard, N.C. Pease, Welding Alloys.

ЗВАРЮВАННЯ ТА НАПЛАВЛЕННЯ ПІД ФЛЮСОМ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ПОРОШКОВИМИ ДРОТАМИ

J.-M. Bonnel¹, M. Maurer¹, R. Rosert²

¹Welding Alloys Group, Хольцвір, Франція

²Dr. Rosert RCT GmbH, Дрезден, Німеччина

Порошкові дроти використовуються в численних процесах зварювання з або без зовнішнього газового або шлакового захисту. Дугове зварювання під флюсом (SAW) з порошковими дротами (зі швом або безшовні) для зварювання низько- та середньолегованих марок сталей є технікою, яка продемонструвала чіткі переваги протягом трьох останніх десятиліть. З моменту свого створення процес SAW розвивався з однією головною метою: поєднати якість з продуктивністю. Завдяки низьколегованому дроту, переваги вже були чітко продемонстровані і широко використовуються. Проте, про SAW було написано мало для порошкових дротів при застосуванні для корозійностійких та жароміцних сталей. Розширення SAW для високолегованих композицій приносить відповідні переваги і додає деякі специфічні та унікальні особливості. Стаття присвячена особливостям витратних матеріалів та особливостям якості та продуктивності SAW з порошковими дротами. Порошкові дроти тепер використовуються для дугового зварювання під флюсом майже всіх нержавіючих сталей від мартенситних до супердуплексних, низки нікелевих композицій, а також для наплавлення сплавів на основі кобальту. Приклади промислового застосування з аустенітними, дуплексними, мартенситними і жароміцними нержавіючими сталями наведені для ілюстрації потенціалу використання порошкового дроту.

Ключові слова: зварювання під флюсом, наплавлення, порошковий дріт, високолеговані сталі

Поступила в редакцію 15.05.2019

ДИСПЕРСИОННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ ШВОВ

В.В. Головки, С.Н. Степанюк, Д.Ю. Ермоленко

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе рассмотрено влияние дисперсных частиц тугоплавких соединений (Al_2O_3 , MgO , ZrO_2), вводимых в виде холодной присадки в порошковую проволоку диаметром 1,6 мм, на модифицирование дендритной структуры низколегированного металла шва системы C–Mn–Cr–Ni–Mo–Si–Cu категории прочности K65. Полученные результаты позволяют расширить базу знаний о механизме влияния тугоплавких оксидов на модифицирование дендритной структуры. Библиогр. 5, табл. 6, рис. 14.

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированная сталь, металл шва, модифицирование тугоплавкими оксидами, дендритная структура, механические свойства

Формирование структуры металла швов начинается с процессов зарождения и роста дендритной фазы в металлическом расплаве сварочной ванны. Центрами зарождения дендритов служат границы оплавленных зерен основного металла на линии сплавления и тугоплавкие включения, присутствующие в расплаве. С уменьшением размера включений увеличивается соотношение между количеством частиц на их поверхности и в объеме, соответственно, возрастает энергия взаимодействия частиц с расплавом, что способствует повышению их эффективности в качестве модификаторов. Перспективным с этой точки зрения является использование дисперсных включений [1]. В работах [2, 3] было показано, что при введении в расплав сталей тугоплавких частиц размером 3...30 мкм на их поверхности образуются кластерные оболочки толщиной до 30...60 мкм, что подтверждается снижением показателя вязкости расплава. Такие кластеры могут быть эффективными центрами зарождения новой фазы в расплаве и способствовать изменению морфологии дендритов [4]. Цель настоящей работы заключалась в исследовании возможности воздействия дисперсных неметаллических включений на модифицирование дендритной структуры металла сварных швов низколегированных высокопрочных сталей.

Методика работы. Исследования проводили на металле сварных швов, полученных при сварке порошковой проволокой диаметром 1,6 мм в среде защитного газа M21 по ISO 14175-2010 стыковых соединений низколегированной стали. Сварку выполняли на постоянном токе обратной полярности 240...250 А при напряжении на дуге 31...32 В и скорости сварки 10...12 м/ч. Схема сварного соединения, собранного в соответствии с требованиями ISO 14171, приведена на рис. 1. На рис. 2 показана схема заполнения разделки кромок, согласно

которой проходы 1–9 выполняли при сварке проволокой с базовой системой легирования, а при выполнении проходов 10–18 в сварочную ванну вводили в виде холодной присадки порошковую проволоку диаметром 1,6 мм, сердечник которой

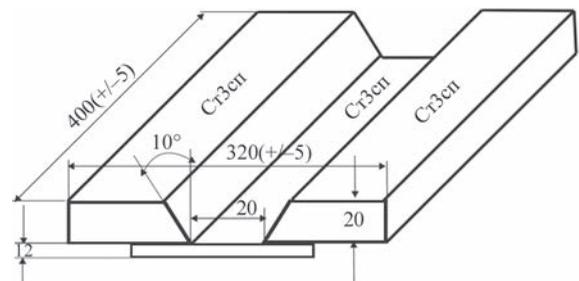


Рис. 1. Схема подготовки сварного соединения

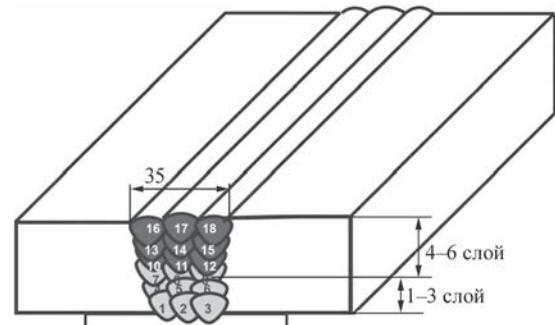


Рис. 2. Схема раскладки валиков при заполнении разделки стыкового соединения

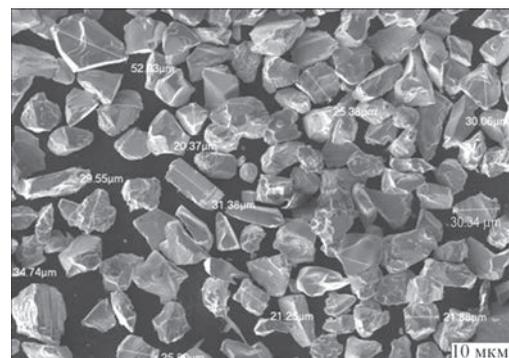


Рис. 3. Частицы тугоплавких оксидов, введенных в сварочную ванну

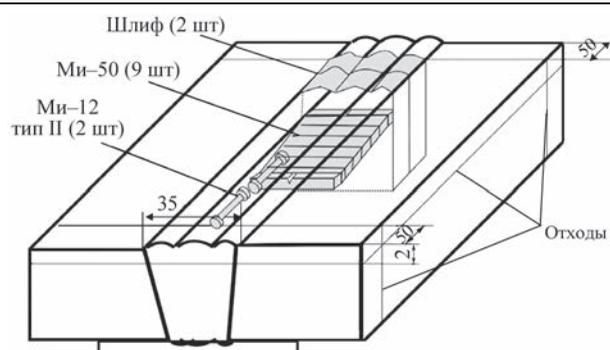


Рис. 4. Схема вырезки образцов для определения химического состава, механических свойств и микроструктуры металла швов

содержал частицы дисперсных тугоплавких соединений. В качестве модифицирующих добавок использовали частицы оксидов алюминия, магния и циркония размером 20...60 мкм (рис. 3).

Базовая система легирования С–Mn–Cr–Ni–Mo–Si–Cu обеспечивала формирование металла швов с ферритно-бейнитной структурой, которые по своим механическим свойствам соответствуют низколегированным сталям категории прочности К65.

Из сварных соединений вырезали поперечные образцы для исследования структуры и фазового состава металла швов, а также механических свойств сварных соединений по схеме, приведенной на рис. 4.

В ходе металлографических исследований определяли химический состав металла шва, долю отдельных составляющих его микроструктуры, объемную долю и распределение по размерам неметаллических включений. Микроструктуру исследовали методами оптической и электронной металлографии с использованием оптического микроскопа «Неофот-32» и растрового электронного микроскопа JSM-840 фирмы «JEOL», оснащенного платой захвата изображений MicroCapture с последующей регистрацией изображений на экране компьютера.

Количественное определение микроструктурных составляющих проводили в соответствии с методикой ASTM E112-12. Микротвердость отдельных структурных составляющих измеряли на твердомере М-400 фирмы «LECO» при нагрузке 100 г, а интегральную твердость — по Виккерсу при нагрузке 1 кг. Цифровое изображение получено с помощью фотокамеры «Olympus».

Таблица 1. Химический состав металла исследованных швов, мас. %

Модификатор	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Zr
0	0,042	0,340	1,19	0,021	0,020	0,11	2,13	0,28	0,028	0,029	-
Al ₂ O ₃	0,034	0,424	1,40	0,017	0,023	0,12	2,15	0,29	0,032	0,015	-
MgO	0,031	0,227	1,11	0,025	0,024	0,14	1,85	0,29	0,023	0,030	-
ZrO ₂	0,033	0,223	1,05	0,024	0,024	0,12	2,02	0,30	0,024	0,031	0,06

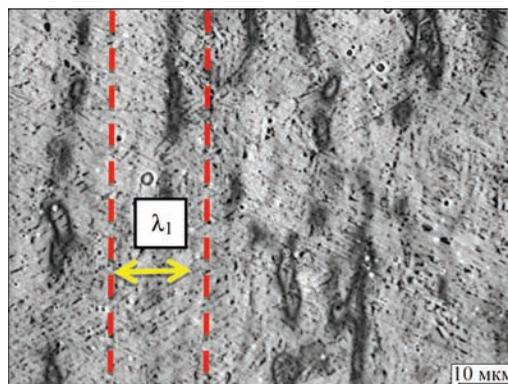


Рис. 5. Схема определения расстояния между осями дендритов

Первичную структуру металла шва исследовали на полированных образцах, протравленных в кипящем насыщенном растворе пикрата натрия в воде. Исследовали микроструктуру последнего прохода металла многопроходного шва (т. е. литую структуру). Образцы вырезали в направлении, перпендикулярном продольной оси шва, таким образом, чтобы на поверхности шлифа было видно дендриты, которые выросли в направлении наибольшего термического градиента в сварочной ванне. При исследовании первичной структуры по изображениям, полученным методом оптической микроскопии, определяли размеры столчатых дендритов (размеры λ_1 на рис. 5).

Полученные результаты. В табл. 1, 2 приведены результаты определения химического состава и механических свойств металла исследованных швов.

В результате металлографического анализа было установлено, что микроструктура исследованных швов состоит из продуктов распада аустенита в процессе охлаждения металла и содержит определенное количество неметаллических включений. На рис. 6 приведены гистограммы, которые были получены в результате анализа распределения включений по размерам в металле исследованных швов. Общая доля неметаллических включений ($V_{\text{НВ}}$) показана в табл. 3.

Металлографический анализ микроструктуры металла швов методами оптической и электронной металлографии показал, что каждое зерно первичной структуры содержало две или более структурные составляющие вторичной структуры.

Наиболее распространенными вторичными структурами, которые наблюдались в металле

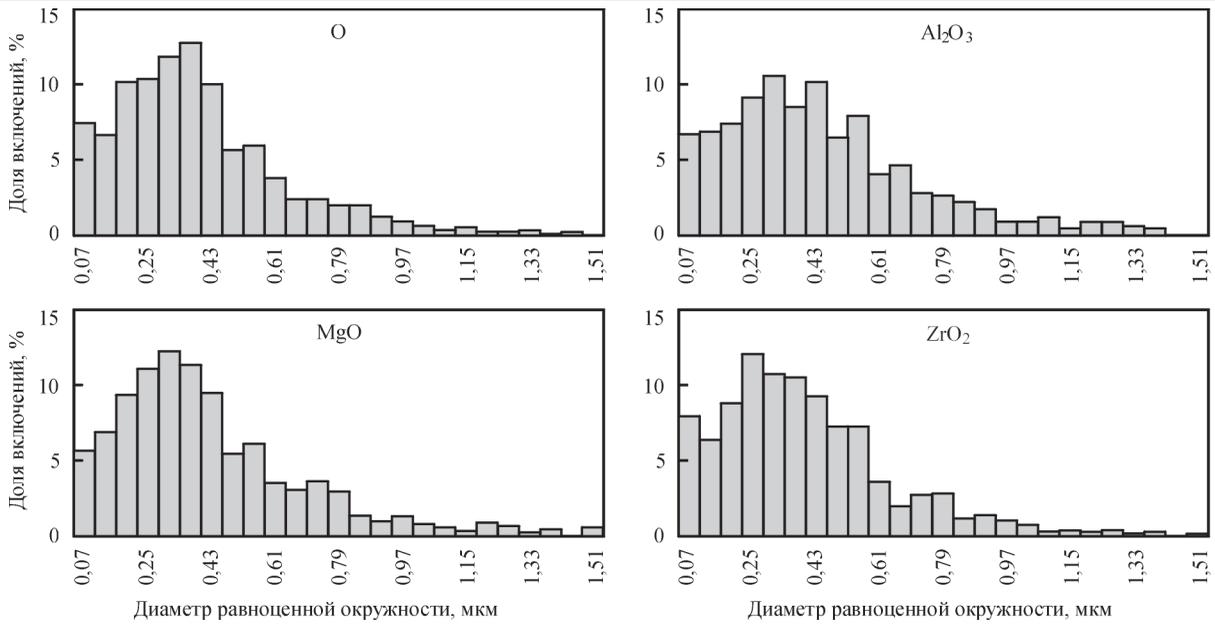


Рис. 6. Гистограммы распределения по размерам неметаллических включений в металле исследованных швов

Таблица 2. Механические свойства металла исследованных швов

Модификатор	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ	ψ	KCV, Дж/см ² при T, °C				
	МПа		%		20	0	-20	-40	-60
0	693	605	14	49	97	87	75	53	37
Al ₂ O ₃	728	621	17	54	82	58	50	36	22
MgO	644	586	19	60	103	85	69	60	34
ZrO ₂	622	533	19	65	120	107	73	65	41

Таблица 3. Объемная доля неметаллических включений в металле швов

Модификатор	0	Al ₂ O ₃	MgO	ZrO ₂
$V_{nb}, \%$	0,42	0,74	0,62	0,55

швов, были зернограничный аллотриоморфный феррит (ЗГА), внутризеренный полигональный феррит (ВПФ), глобулярный феррит (ГВ), феррит Видманштетта (ФВ), игольчатый феррит (ИФ), верхний и нижний бейнит (ВБ и НБ), фаза, содержащая мартенсит, аустенит и карбиды (МАК). Содержание основных составляющих в микроструктуре металла швов приведены в табл. 4.

Результаты измерения расстояния между осями дендритов в структуре металла исследованных швов, приведенные в табл. 5, показывают наличие

Таблица 4. Содержание основных структурных составляющих в металле швов

Модификатор	ИФ	ЗГА	ВПФ	ГФ	ФВ	ВБ	НБ	МАК
0	8	5	8	2	15	40	17	5
Al ₂ O ₃	2	2	8	4	30	36	11	7
MgO	32	10	5	10	7	12	19	5
ZrO ₂	30	15	2	6	7	10	25	5

Таблица 5. Результаты измерения расстояния между осями дендритов

Модификатор	Результаты замеров расстояния между осями дендритов, мкм	Среднее значение
0	50; 50; 60; 25; 40; 50; 45; 50; 40; 55	46
Al ₂ O ₃	50; 30; 30; 40; 45; 30; 50; 40; 30; 30	57
MgO	140; 150; 120; 140; 90; 120; 100; 130; 80; 150; 300	152
ZrO ₂	240; 200; 150; 140; 120; 120; 200; 80; 240; 90	158

существенных отличий в их морфологии в зависимости от модифицирующей добавки (рис. 7).

Структура металла шва, в состав которого не были введены модификаторы (модификатор — 0), характеризуется высоким содержанием неметаллических включений размером не более 0,3 мкм (рис. 8). Границы зерен явно выражены и име-

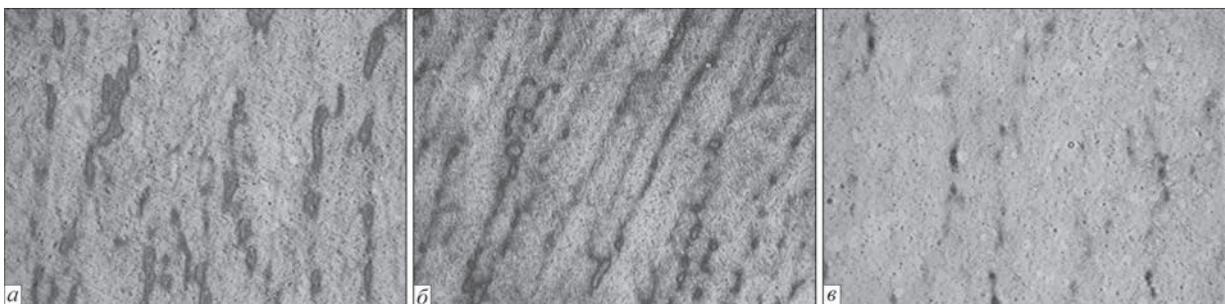


Рис. 7. Дендритная структура металла швов (×630): а — без модификатора; б — модификатор Al₂O₃; в — модификатор ZrO₂

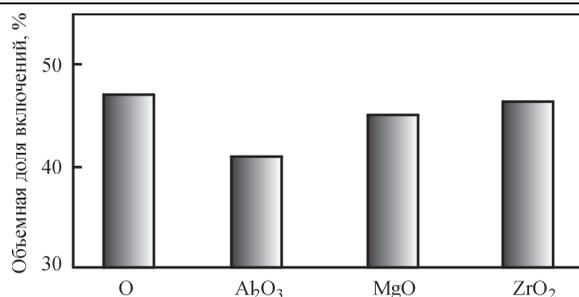


Рис. 8. Содержание в металле швов неметаллических включений размером $< 0,3$ мкм

ют удлиненную морфологию. По границам зерен феррит выделяется в основном в виде феррита Видманштетта. В теле зерен наблюдаются выделения в основном из полигонального внутризеренного феррита и нижнего бейнита с умеренным уровнем микротвердости (рис. 9). Такая структурная композиция обеспечивает высокие показатели прочности металла шва (на уровне сталей категории прочности К70) и достаточно высокий уровень пластичности и ударной вязкости (табл. 2).

При введении в сварочную ванну частиц оксида магния сохраняется достаточно высокая доля неметаллических включений размером до $0,3$ мкм

(рис. 8). Микроструктура металла шва характеризуется высоким содержанием внутризеренного полигонального феррита с небольшими включениями игольчатого феррита. На границах зерен феррит выделяется в виде небольших оторочек аллотриоморфного феррита со сниженным уровнем микротвердости и феррита Видманштетта (рис. 10). Такая композиция структурных элементов приводит к значительному увеличению пластичности металла шва по сравнению с базовой системой легирования и незначительного падения ударной вязкости.

При модифицировании металла шва оксидом алюминия снижается содержание неметаллических включений размером менее $0,3$ мкм (рис. 8) по сравнению с металлом шва, который не содержал модификаторов. Микроструктура металла шва характеризуется высоким содержанием внутризеренного полигонального феррита и нижнего бейнита с частыми вкраплениями верхнего бейнита. Также наблюдается повышенное содержание феррита Видманштетта с высоким уровнем микротвердости на границах зерен (рис. 11). Такая структурная

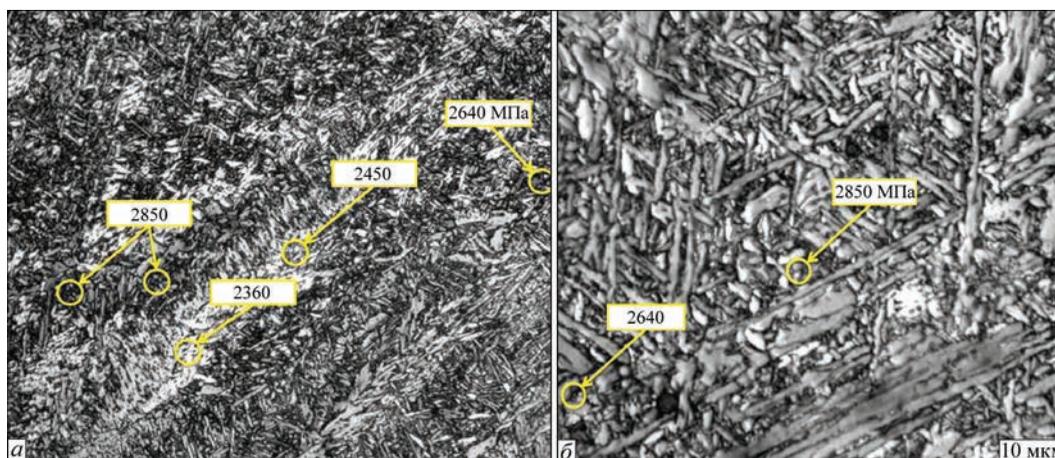


Рис. 9. Микроструктура и микротвердость ($HV1$) характерных структурных составляющих металла шва, не содержащего модификаторов: a — $\times 320$; b — $\times 1000$

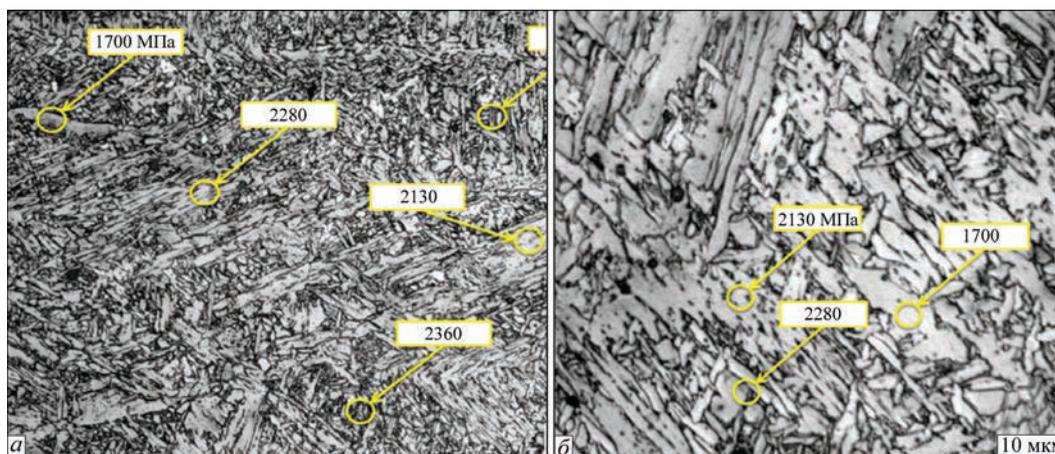


Рис. 10. Микроструктура и микротвердость ($HV1$) характерных структурных составляющих металла шва, модифицированного частицами MgO: a — $\times 320$; b — $\times 1000$

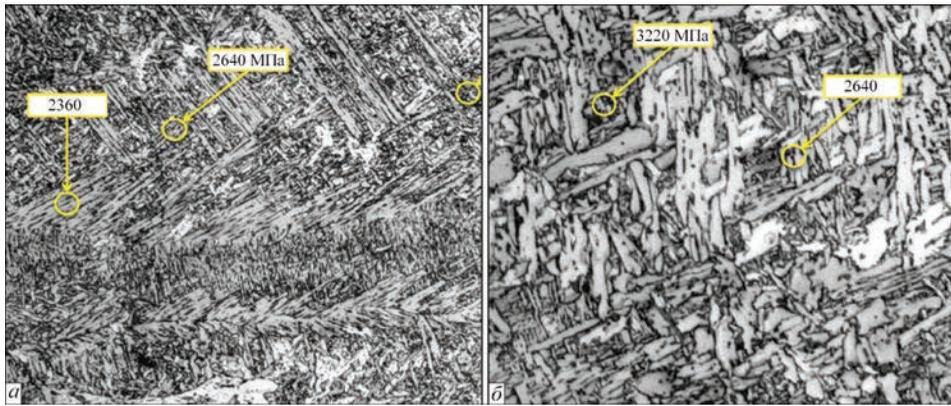


Рис. 11. Микроструктура и микротвердость ($HV1$) характерных структурных составляющих металла шва, модифицированного частицами Al_2O_3 : a — $\times 320$; b — $\times 1000$

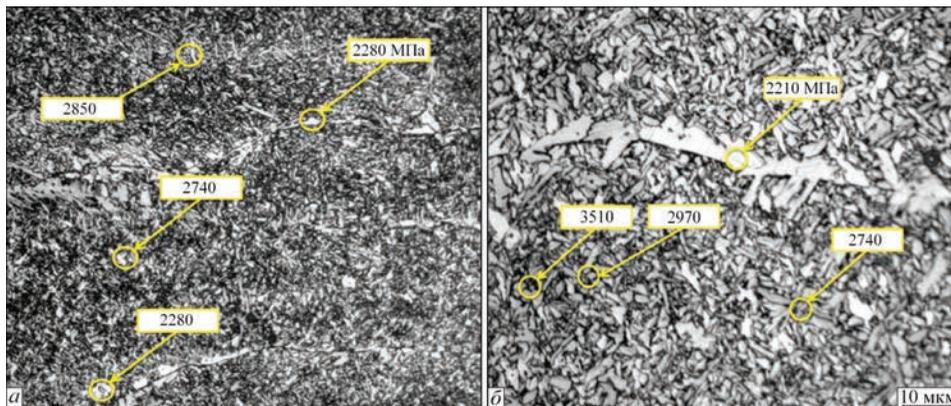


Рис. 12. Микроструктура и микротвердость ($HV1$) характерных структурных составляющих металла шва, модифицированного частицами ZrO_2 : a — $\times 320$; b — $\times 1000$

композиция характеризуется повышенным уровнем прочности металла шва (табл. 2).

При введении в сварочную ванну частиц оксида циркония в металле шва наблюдается повышение доли неметаллических включений размером не более 0,3 мкм (рис. 8). Микроструктура металла шва характеризуется высоким содержанием внутризеренного полигонального феррита в сочетании с наличием верхнего и нижнего бейнита. На границах зерен наблюдаются массивные выделения феррита с умеренным уровнем микротвердости (рис. 12). Такая структурная композиция обеспечивает сочетание в металле шва высоких показателей пластичности и ударной вязкости (табл. 2).

Анализ полученных данных. При анализе результатов исследования исходили из общих представлений о механизме зарождения и роста дендритов в металлических расплавах. В настоящее время существует достаточно большое количество моделей, описывающих эти процессы, что свидетельствует об отсутствии какого-либо единого подхода, который позволил бы учитывать весь комплекс сложных и взаимосвязанных явлений в процессе кристаллизации расплавов. Общеизвестным считается, что для начала данного процесса в расплаве должны присутствовать опре-

деленные центры кристаллизации. Дискуссии ведутся вокруг вопроса, что рассматривать в качестве таких центров. В научно-технической литературе наиболее широко представлены два подхода к решению этой проблемы. В соответствии с одним из них такими центрами могут быть тугоплавкие неметаллические включения, с другой точки зрения, инициировать кристаллизацию могут кластерные образования. Исходя из соображений термодинамики, процесс зарождения кристаллов в металлическом расплаве возможен при двух основных условиях: во-первых, центры кристаллизации должны быть величиной более критического размера зародыша, во-вторых, межфазная энергия на границе зародыша с расплавом должна быть минимальной.

Расплав ванны при дуговых методах сварки сталей содержит большое количество тугоплавких включений, размер которых значительно превышает критический радиус зародыша при кристаллизации расплавов железа (приблизительно $4 \cdot 10^{-7}$ м). Такие включения характеризуются достаточно высокой межфазной энергией на границе с металлическим расплавом и, как правило, не удовлетворяют принципу структурно-размерного соответствия в отношении кристаллов железа. Гораздо более эффективными зародышами образования новой

Таблица 6. Сопоставление результатов измерения ширины дендритов с показателями взаимодействия включений с металлическим расплавом

Модификатор	Толщина кластерных оболочек, мкм	Межфазное натяжение на границе металл–включение, мДж/м ²	Угол смачивания на границе металл–включение, град	Ширина дендритов, мкм
0	29	-	-	46
Al ₂ O ₃	43	630	130	57
MgO	51	502	108	152
ZrO ₂	59	470	106	158

фазы могут служить оплавленные границы зерен основного металла, однако, исходя из требования минимальной межфазной поверхностной энергии, двумерные зародыши термодинамически проигрывают трехмерным. Глобулярными зародышами с минимальной межфазной энергией могут служить кластеры металла, присутствие которых в расплаве было показано на практике [4]. Малый размер таких кластеров (приблизительно $2 \cdot 10^{-9}$ м) обуславливают их высокую поверхностную активность. Сорбирование кластерами структурно свободных атомов расплава способствует формированию мицел, что было подтверждено экспериментами по исследованию влияния тугоплавких оксидов на вязкость жидких металлов [3].

В табл. 6 показаны результаты определения размеров дендритов в сопоставлении с данными о толщине адсорбционных кластерных оболочек образующихся на поверхности включений при температуре 1600 °С, полученных в работе [5].

Как видно из приведенных данных, существует определенная зависимость между морфологией дендритов и физико-химическими особенностями строения межфазной границы в системе «металлический расплав — оксидное включение». Отмечено, что в металле швов, в состав которых были введены включения с более низким межфазным натяжением и углом смачивания, наблюдается модифицирующее влияние на дендритную структуру. Увеличение ширины дендритов вызывает соответствующие изменения в условиях формирования вторичной структуры, что проявляется в повышении доли низкотемпературных составляющих бейнитного превращения в структуре металла швов (рис. 13) и изменении показателей их прочности и вязкости (табл. 2).

Увеличение содержания составляющих вторичной структуры, обладающих повышенной стойкостью против зарождения и распространения трещин, к которым относятся ИФ, ГФ, ВПФ, НБ, способствует формированию металла швов с высокими показателями вязкости. Полученные в наших экспериментах результаты, показанные на рис. 13, соответствуют этой тенденции. Из сопо-

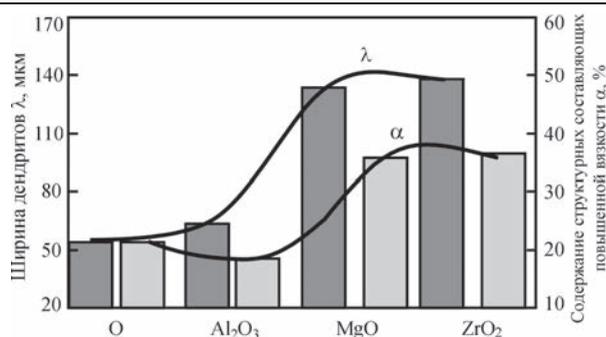


Рис. 13. Взаимосвязь между размерами дендритов и содержанием составляющих повышенной вязкости в составе вторичной структуры металла швов

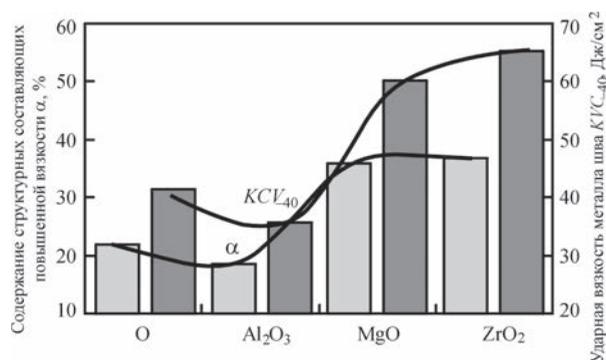


Рис. 14. Взаимосвязь между содержанием составляющих повышенной вязкости в составе вторичной структуры и ударной вязкостью металла швов

ставления данных о размерах дендритной структуры и содержании в металле швов составляющих вторичной структуры повышенной вязкости, приведенных на рис. 14, видно, что увеличение ширины дендритов (λ) сопровождается ростом содержания составляющих вторичной структуры повышенной вязкости (α).

Следует отметить, что полученные в данной работе результаты расширяют представления о возможных механизмах влияния тугоплавких оксидов на модифицирование дендритов. С одной стороны, в соответствии с литературными данными, наличие в стальном расплаве оксидов магния и циркония вызывает образование более крупных мицел по сравнению с включениями оксида алюминия. С другой, отсутствие модифицирующего влияния при введении в сварочную ванну оксидов алюминия может быть связано со снижением в сварочной ванне доли включений размером не более 0,3 мкм, которые могут рассматриваться как центры образования мицел. Для ответа на такие вопросы требуется развитие работ в данном направлении, но, тем не менее, полученные результаты показали возможность использования дисперсных частиц тугоплавких соединений для модифицирования дендритной структуры металла сварных швов, управления составом составляющих их вторичной структуры и показателями механических свойств.

Список литературы

1. Головки В.В. (2018) Возможности наномодифицирования дендритной структуры металла сварных швов. *Автоматическая сварка*, **8**, 3–7.
2. Новохатский И. А., Ярошенко И. В. (1988) Особенности кластерной адсорбции на неметаллических включениях в жидкой стали. *Тр. Одесского политехнического университета*, **1(5)**, 241–244.
3. Ярошенко И.В., Новохатский И.А., Кисунько В.З. (1999) Влияние кластерной адсорбции на вязкое течение металлических жидкостей в пристеночных слоях. *Тр. Одесского политехнического университета*, **2(8)**, 241–244.
4. Ершов Г.С., Черняков В.А. (1978) *Строение и свойства жидких и твердых металлов*. Москва, Металлургия.
5. Ярошенко И.В. (2000) *Особенности проявления и учет кластерной адсорбции в металлических жидкостях вблизи поверхности оксидных фаз*: Дис. ... канд. хим. наук. Одесса.

References

1. Golovko, V.V. (2018) Possibilities of nanomodification of dendrite structure of weld metal. *The Paton Welding J.*, **8**, 2-6.
2. Novokhatsky, I.A., Yaroshenko, I.V. (1988) Peculiarities of cluster adsorption on nonmetallic inclusions in liquid steel. *Tr. Odesskogo Politekhnicheskogo Univetsiteta*, **1(5)**, 241-244 [in Russian].
3. Yaroshenko, I.V., Novokhatsky, I.A., Kisunko, V.Z. (1999) Influence of cluster adsorption on viscous flow of metallic liquids in near-wall layers. *Ibid.*, **2(8)**. 241-244 [in Russian].
4. Ershov, G.S., Chernyakov, V.A. (1978) *Structure and properties of liquid and solid metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
5. Yaroshenko, I.V. (2000) *Peculiarities of manifestation and taking into account of cluster adsorption in metallic liquids near surface of oxide phases*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Chem. Sci. Degree. Odessa [in Russian].

ДИСПЕРСИЙНЕ МОДИФІКУВАННЯ ДЕНДРИТНОЇ СТРУКТУРИ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ ШВІВ

В.В. Головки, С.М. Степанюк, Д.Ю. Єрмоленко

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

У роботі розглянуто вплив дисперсних частинок тугоплавких сполук (Al_2O_3 , MgO , ZrO_2), що вводяться у вигляді холодної присадки в порошковий дріт діаметром 1,6 мм, на модифікування дендритної структури низьколегованого металу шва системи C–Mn–Cr–Ni–Mo–Si–Cu категорії міцності K65. Отримані результати дозволяють розширити базу знань про механізм впливу тугоплавких оксидів на модифікування дендритної структури. Бібліогр. 5, табл. 3, рис. 14.

Ключові слова: дугове зварювання, низьколегована сталь, метал шва, модифікування тугоплавкими оксидами, дендритна структура, механічні властивості

DISPERSION MODIFICATION OF DENDRITIC STRUCTURE OF WELD METAL

V.V. Golovko, S.N. Stepanyuk, D.Yu. Ermolenko

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper deals with the effect of dispersed particles of refractory compounds (Al_2O_3 , MgO , ZrO_2) added as cold filler to 1.6 mm flux-cored wire, on modification of the dendritic structure in low-alloyed weld metal of C-Mn-Cr-Ni-Mo-Si-Cu system of K65 strength class. Obtained results do not allow making an unambiguous conclusion on the mechanism of the effect of refractory oxides on dendritic structure modification. 5 Ref., 6 Tabl., 14 Fig.

Keywords: arc welding, low-alloyed steel, weld metal, modification by refractory oxides, dendritic structure, mechanical properties

Поступила в редакцію 15.02.2019



Образцы из титанового сплава, полученные по технологии xBeam 3D Metal Printer и изделие «Муха» — ручная аргонодуговая сварка

РЕМОНТНАЯ НАПЛАВКА ЛОПАТОК ГАЗОВЫХ ТУРБИН ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОВЕРХНОСТНЫМИ ДЕФЕКТАМИ И ПОВРЕЖДЕНИЯМИ

К.А. Ющенко¹, И.С. Гах¹, Б.А. Задерий¹, А.В. Звягинцева¹, О.П. Карасевская²

¹ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины.

03142, г. Киев, бульв. Академика Вернадского, 36. E-mail: Karas@imp.kiev.ua

На основе изучения натуральных лопаток газовых турбин после изготовления и эксплуатации определены основные типы дефектов и повреждений. Большая часть дефектов расположена на поверхности. Показана возможность выполнения операций по их устранению путем электронно-лучевой наплавки с присадкой того же состава, что и лопатка. Установлена связь температурно-временных параметров формирования ремонтных швов, их размеров и геометрии. Определены технологические схемы обеспечения температурно-временных и кристаллографических ориентационных условий сохранения монокристаллической структуры при ремонте лопаток из жаропрочных никелевых сплавов. Изучены особенности формирования сварных швов, их структура в зависимости от технологических параметров процесса электронно-лучевой наплавки. Разработаны и опробованы способы практической реализации полученных результатов при ремонте участков лопаток разной кристаллографической ориентации. Приведены примеры ремонта лопаток со структурными дефектами поверхности пера и повреждениями кромок, при которых обеспечивается восстановление исходной геометрии, кристаллографической ориентации и монокристаллической структуры. Библиогр. 26, рис. 9.

Ключевые слова: электронно-лучевая наплавка, газовые турбины, лопатки, жаропрочные никелевые сплавы, дефекты и повреждения, восстановление, монокристаллическая структура

Рабочие лопатки газовой турбины авиационного двигателя являются наиболее нагруженными элементами горячего тракта, отвечающие за эксплуатационные характеристики, ресурс и надежность силовой установки в целом [1, 2]. Это обуславливает высокие требования к материалам, из которых они изготавливаются, к их составу и качеству структуры. В настоящее время больше всего отвечают этим требованиям высоколегированные никелевые сплавы с монокристаллической структурой. Однако экстремальные условия работы лопаток обуславливают значительную степень эрозионного повреждения, что существенно снижает силовые, экономические и др. характеристики двигателя, в том числе безопасность и надежность его работы. Весьма критичны в этом отношении и дефекты структуры, которые могут возникать в процессе выращивания монокристаллических лопаток вследствие нарушения условий направленной кристаллизации.

Анализ статистических данных производства и эксплуатационных повреждений монокристаллических лопаток показывает [2–5], что большая их часть приходится на поверхность. К эксплуатационным дефектам относят механические повреждения и эрозию, поверхностные трещины термической усталости кромок пера лопатки, уплотнителей бандажных полок; к производственным — раковины и зерна на поверхности пера глубиной 150...500 мкм, струйная ликвация, выде-

ление карбидов. Общим признаком дефектов является их поверхностное расположение и глубина залегания до 500 мкм.

Учитывая всевозрастающий объем производства и применения лопаток с направленной и монокристаллической структурой из жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) в современных газовых турбинах, высокую себестоимость, значительный процент брака (до 30...70 %) при их изготовлении и повреждения в процессе эксплуатации, а также необходимость продления ресурса двигателей, становится очевидной актуальность ремонта.

Основным вопросом, кроме восстановления геометрии поверхности, является обеспечение монокристаллической структуры и исходной кристаллографической ориентации металла швов в области ремонта. Применение сварки плавлением при ремонте лопаток с поликристаллической структурой [6–10] позволяет решать соответствующие задачи ряда авиационно-ремонтных предприятий. Применение же ее для ремонта лопаток с монокристаллической структурой сдерживается ввиду особенности структуры и эксплуатационными требованиями.

Анализ условий формирования монокристаллической структуры сварных швов ЖНС [11–15], показал, что наиболее существенным при ремонте лопаток является обеспечение высокого температурного градиента на фронте роста и плоского ма-

крофронта при кристаллизации. Конструктивные и геометрические особенности лопатки, толщины сечения металла в месте ремонта накладывает определенные трудности. При этом возникают вопросы не только выбора способа и режимов сварки, вида присадочного материала и способа его подачи в сварочную ванну, но и обеспечение управляемого тепловложения.

Способ сварки для выполнения ремонта.

Для осуществления ремонта лопаток с поликристаллической структурой ЖНС используют такие методы сварки с присадкой как аргонодуговая, микроплазменная, лазерная, электронно-лучевая [6–10]. Каждый из них имеет свои особенности, которые определяют ограничение их применения при ремонте лопаток с монокристаллической структурой.

Аргонодуговой и микроплазменные методы ограничены сложностью прецизионного управления термическими циклами, ограничением перегрева основного и наплавляемого металла при формировании монокристаллической структуры. Кроме того, основные легирующие ЖНС, особенно γ' -образующие элементы алюминий и титан, увеличивают вероятность образования горячих трещин при сварке плавлением [15–20]. Недостаточная защита расплава ванны приводит к окислению и образованию тугоплавких оксидов [20, 21]. Последние не только затрудняют формирование монокристаллической структуры наплавки, но и могут служить центрами кристаллизации зерен случайной ориентации (ЗСО), что является браковочным признаком [13, 22, 23]. Особенно неприемлемым является обогащение кислородом сварочной ванны за счет:

- окисления поверхности ванны;
- наличия примесей в присадочном материале;
- наличия остаточного кислорода в газовой защитной атмосфере, в том числе и при нарушении ламинарности истечения потока защитного газа.

Применение электронно-лучевой сварки (ЭЛС) в среде высокого вакуума рабочей камеры ($10^{-4} \dots 10^{-5}$ мм рт. ст.) исключает эти проблемы. При выборе способа сварки исходили из возможности соблюдения при наплавке кристаллографической ориентации [12–15], температурно-временных [11] и температурно-пространственных условий направленной кристаллизации. Учитывалось, что в общем случае при сварке имеет место неравновесность и неравномерность этих условий как по времени, так и по сечению сварного соединения, которые усиливаются сложной, переменной геометрией, толщиной, и кристаллографией ремонтируемого участка. Поэтому основное внимание было уделено энергетическим и техно-

логическим характеристикам способа сварки, с помощью которых можно было ограничить отрицательное влияние указанных выше факторов.

Способ ЭЛС позволяет в широком диапазоне управлять основными структуроопределяющими параметрами кристаллизации сварочной ванны:

- температурой и временем существования расплава;
- геометрией макрофронта затвердевания;
- температурно-временными параметрами на фронте кристаллизации.

Это позволило достичь измельчения дендритов, а также γ' -фазы, карбидов, оптимизировать их морфологию, уменьшить дендритную ликвицию. Такая структура способствует улучшению как механических свойств, так и эксплуатационных характеристик при сохранении кристаллографической ориентации монокристаллов.

Наплавочный материал. Для обеспечения механических свойств и эксплуатационных характеристик изделий при ремонтных работах, кроме обеспечения температурно-временных и ориентационных условий формирования монокристаллической структуры наплавки, необходимо соответствие химического состава наплавленного и основного металла. В связи с тем, что изготовление проволочного присадочного материала из ЖНС с содержанием более чем 60 % упрочняющей γ' -фазы из-за высокой прочности и низкой пластичности проблематично, рассматривалась возможность применения порошковых и прутковых материалов.

В качестве одного из лучших вариантов подачи порошка в зону наплавки возможно использование схемы «селективного лазерного спекания» [24]. При этом способе на первом этапе формируют слой порошкового материала определенной толщины, затем выборочно оплавливают участки порошка, после чего формируют новый слой дисперсного материала и процесс повторяется до получения необходимой высоты наплавки. Использование такой схемы при ЭЛС может иметь ряд преимуществ, одно из которых — отсутствие транспортирующего порошок газа, что существенно в условиях высокого вакуума. Однако применение дисперсных материалов при ЭЛС может ограничиваться вследствие:

- сложности адаптации аппаратуры и прецизионной дозировки порошка в условиях вакуумной камеры;
- распыления порошка под воздействием электронного пучка;
- загрязнения металла шва кислородом и др. примесями в связи с развитой поверхностью составляющих порошка;

– высокой вероятности образования при кристаллизации ЗСО;

– высоких требований по однородности гранулометрического и химического состава, текучести, условиям производства и хранения порошка.

С целью ограничения указанных недостатков присадочных материалов при ЭЛС предложено использовать нормированные прутки, вырезанные из монокристаллических заготовок ЖНС. Апробация их при наплавке образцов сплава ЖС26 толщиной 2 мм показала положительный результат — достигается качественное формирование наплавов заданных размеров и структурного состава.

Особенности формирования наплавов, их структуры и кристаллографических характеристик. Сложное легирование монокристаллов ЖНС, высокое содержание упрочняющей γ' -фазы, отсутствие высокоугловых границ зерен — факторы, которые обеспечивают комплекс механических свойств и максимальный ресурс, однако, ухудшает их свариваемость. Это проявляется в склонности к образованию трещин, дефектов структуры, появлению ЗСО, отклонению кристаллографической ориентации от исходной, что, в конечном итоге, снижает технологическую и эксплуатационную прочность [11–15, 23]. Стоит задача получения качественных наплавов и сварных соединений монокристаллов ЖНС с учетом формирования заданного структурного состояния и кристаллографических характеристик металла шва. Комплекс выполненных исследований показал [11–15], что оптимальные параметры структурного совершенства сварного шва достигаются при соблюдении определенных температурно-временных и ориентационных условий сварки, которые обозначаются величиной и направлением температурного градиента G на фронте кристаллизации сварочной ванны, скоростью затвердевания

R , их соотношением G/R , кристаллографической ориентацией соединяемых кромок и направлением сварки. Была установлена связь между указанными параметрами кристаллизации и технологическими факторами [11]. Показана возможность получения монокристаллических швов даже при неблагоприятных кристаллографических условиях за счет управления температурно-временными параметрами кристаллизации сварочной ванны. Это особенно важно при сварке или наплавке лопаток, имеющих сложную пространственную форму. Важно учесть разные ориентационные характеристики потенциальных участков ремонта (рис. 1). Некоторые из этих участков отвечают ориентации $[001]$, что соответствует симметричным условиям кристаллизации (входная и выходная кромка), а некоторые не совпадают с $[001]$. Такие сочетания условий сильно затрудняют обеспечение направленной кристаллизации и формирование монокристаллической структуры требуемого совершенства.

Под выражением «совершенство структуры» монокристалла принимаем ориентационную однородность металла шва, зоны термического влияния и основного металла при максимально допустимом отклонении до $5...8^\circ$; отсутствие зерен другой ориентации; однородность распределения дислокаций.

Возможность обеспечения направленной кристаллизации на фронте затвердевания сварочной ванны, формирования монокристаллической структуры шва в несимметричных условиях являлось ключевой задачей, решение которой позволило создать основные положения принципиальных технологий ремонта. Необходимо учитывать размерно-ориентационные особенности ремонтных участков, обеспечить физические условия направленной кристаллизации металла шва. Поэтому основная часть работы направлена на исследование влияния технологических факторов на температурно-временные и ориентационные параметры процесса наплавки, а следовательно и на совершенство структуры металла шва.

Техника электронно-лучевой наплавки. Наплавка поверхности пера лопатки. Часть исследований выполняли на плоских образцах и лопатках. Образцы вырезали электроискровым способом из заготовок $80 \times 60 \times 8$ мм сплава ЖС26. Толщина образцов $1,5...2,0$ мм была выбрана исходя из средней толщины сечения полок пера рабочей лопатки. Исходная кристаллографическая ориентация поверхности наплавки выбрана соответственно участкам возможного ремонта лопатки и отвечала как симметричным, так и

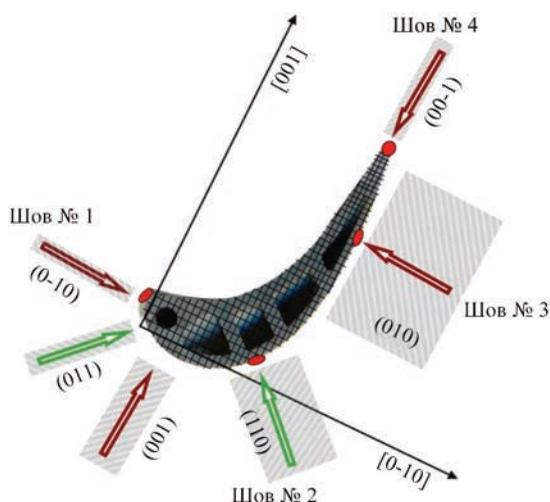


Рис. 1. Схема расположения кристаллографических зон и возможных ремонтных участков лопатки

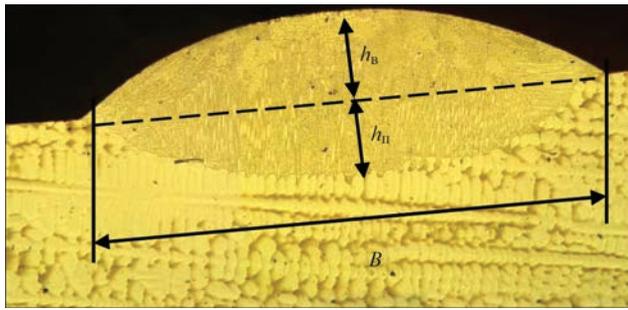


Рис. 2. Параметры геометрических характеристик наплавки: B — ширина наплавки; $h = h_b + h_n$ — общая высота наплавки, где h_b — высота валика; h_n — глубина проплавления основного металла ($\times 50$)

несимметричным ($(hkl) > 20^\circ$ от (100)) кристаллографическим условиям.

Исходили из положения [25], что скорость охлаждения металла шва, следовательно, и других температурно-временных параметров сварки определяется соотношением массы (объема) расплава сварочной ванны к основному металлу. По размерам наплавки (общая высота h и ширина B) устанавливаются температурно-временные условия кристаллизации. Использование метода ЭЛС позволяет в широком диапазоне осуществлять управление этими параметрами.

Результаты металлографических исследований показали, что при геометрических параметрах наплавки (рис. 2) $h \leq 0,6$ мм и $h/B \leq 0,2$, выполненных за один проход, обеспечивается повышение стабильности зоны направленной кристаллизации, формирование мелкодисперсной ($\lambda = 1,5 \dots 2,0$ мкм) ячеисто-дендритной структуры, что ограничивает образование зерен случайной ориентации (рис. 2, 3). Характеристики дислокационной структуры отвечают однородному распределению (рис. 4), о чем свидетельствует форма замкнутых плавных регулярных изоинтенсивных линий $I_{q\perp}$ рентгеновских отражений. В целом структура зон наплавки соответствует типовым требованиям монокристаллов ЖНС.

Увеличение высоты наплавки до 0,8 мм и соотношения $h/B = 0,25$ приводит к образованию одиночных ЗСО. Дальнейшее изменение геометри-

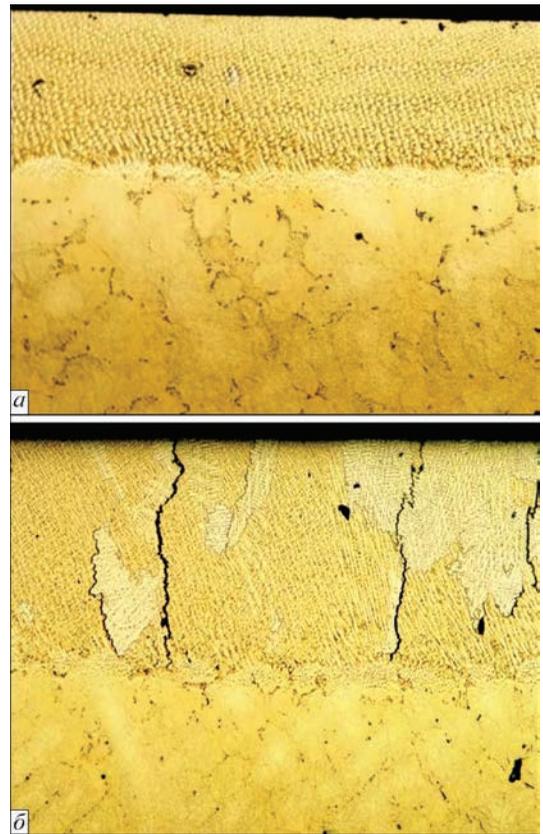


Рис. 3. Микроструктура ($\times 100$) наплавки монокристаллического сплава ЖС26 толщиной 2 мм в несимметричных кристаллографических ориентационных условиях при соотношении геометрических параметров шва: а — $h/B = 0,2$ и высота наплавки $h = 0,6$ мм; б — $h/B = 0,3$, $h = 0,9$ мм

ческих параметров наплавленного слоя приводит к увеличению числа ЗСО и образованию трещин (рис. 3, 5).

Следует подчеркнуть, что результаты расчетов, выполненных по методике, описанной в работе [11], с использованием известного соотношения Бруди–Флеминга показали, что температурно-временные характеристики кристаллизации наплавков (соотношение $G/R > 10^4$ с $^\circ$ C/мм 2), выполненных в несимметричной ориентации при $h/B \leq 0,2$ соответствуют условиям формирования монокристаллической структуры.

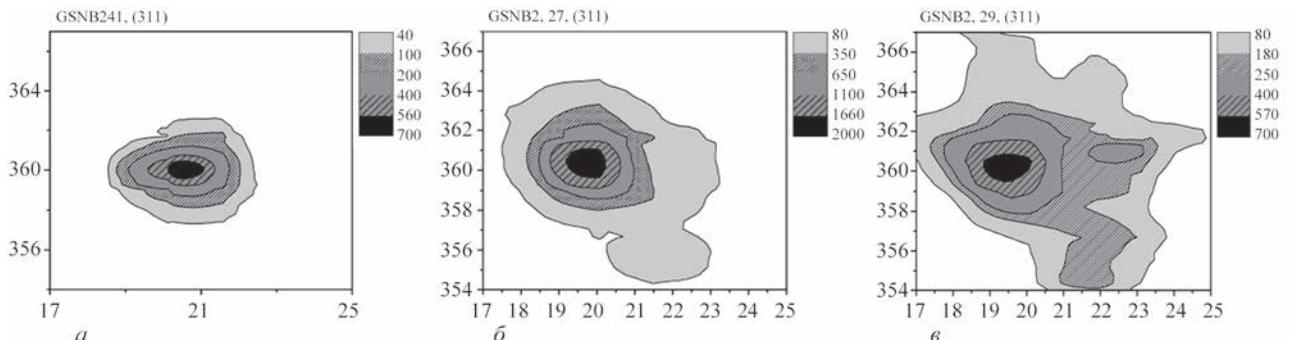


Рис. 4. Изоинтенсивные линии распределения $I_{q\perp}$ в основном металле (а), ЗТВ (б) и шве (в) отражения (311) для наплавков с соотношением $h/B = 0,8$

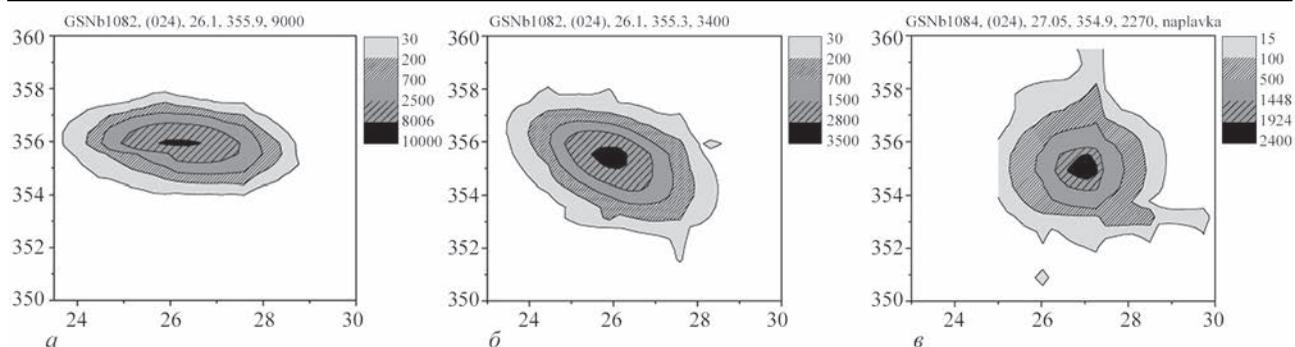


Рис. 5. Изоинтенсивные линии распределения $I_{q\perp}$ в основном металле (а), ЗТВ (б) и шве (в) отражения (311) для наплавки с соотношением $h/B = 0,4$

Наплавка кромки лопатки. В процессе эксплуатации ГТД повреждению подвергаются чаще всего входная атакующая кромка [1] шириной порядка 3...4 мм и более тонкая выходная порядка 2...5 мм. Отработка техники наплавки кромок проводилась на торцах монокристаллических пластин сплава ЖС26 толщиной 2...3 мм. Для оценки влияния температурно-временных характеристик процесса на изменения структуры использовались клиновые пластины толщиной 4...8 мм, которые определяли переменную ширину подложки, наплавка которой проводилась на постоянном режиме. Кристаллографическая ориентация пластин соответствовала [001] с отклонением до 15° . О соответствии физических условий G/R формированию монокристаллической структуры, как и при наплавке на плоскость оценивали по размерам наплавки (h, B) и величине их соотношения.

В процессе исследований установлена связь геометрического соотношения h/B наплавки на кромку с качеством ее формирования, сохранением монокристаллической структуры, образованием ЗСО и трещин (рис. 6). Отличия наблюдаются при геометрическом соотношении однопроходной наплавки — $h/B \geq 0,8$ (рис. 4, 6, 7). Разориентирование блочной дендритной структуры не превышает $5...8^\circ$. Оптимальным вариантом являются параметры геометрического соотношения $h/B \leq 0,4$ (рис. 5; 7, б; 8). Максимальное отклонение ориентации структурных составляющих $\Delta\alpha$ от кристаллографической ориентации исходного металла не превышает $1,5^\circ$. Характеристики дислокационной структуры отвечают однородному их распределению (рис. 5). В целом, структура зоны наплавки отвечает типовым требованиям к ростовой структуре монокристаллических лопаток из ЖНС.

Увеличение высоты наплавки повышает вероятность образования ЗСО и трещин в связи с накоплением дефектов структуры и напряжений. Тем не менее, путем последовательного наложения слоев наплавки, выполненных по соответствующим технологическим требованиям, высота мо-

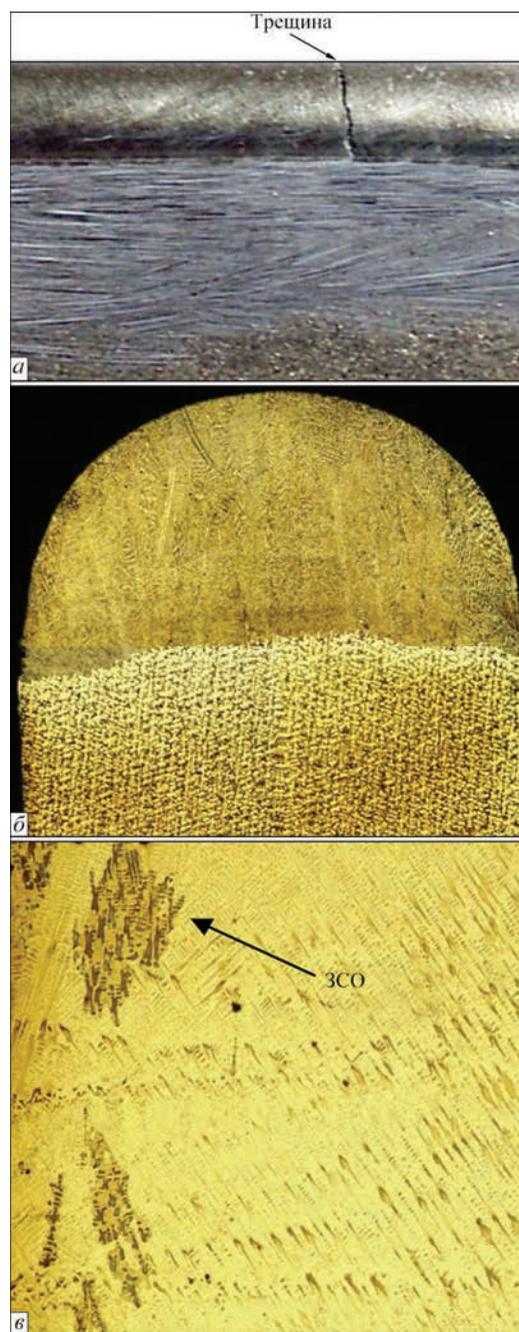


Рис. 6. Общий вид однопроходной наплавки (а) с дефектами формирования, трещинами и ЗСО (а–е), макро- и микроструктура (б, в). Геометрический параметр наплавки $h/B = 0,8$ (б — $\times 25$; в — $\times 100$)

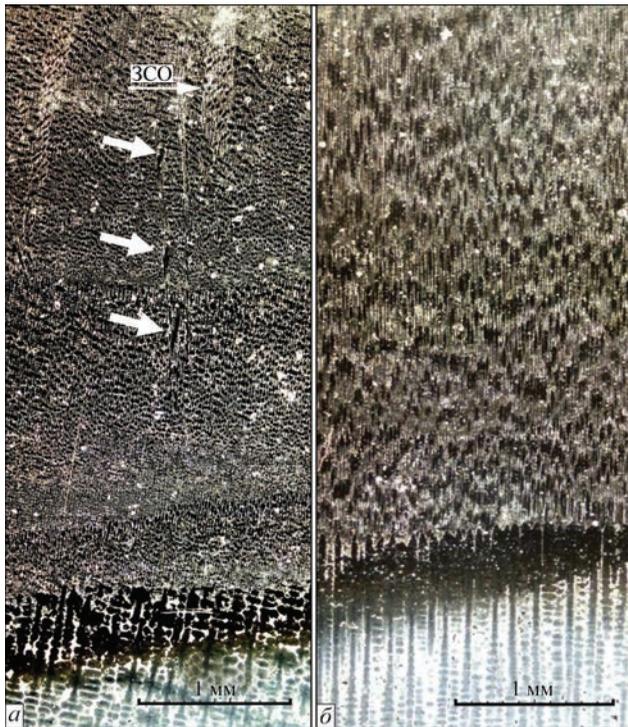


Рис. 7. Продольные микрошлифы ($\times 50$) (темное поле) наплавленных образцов: a — $h/B \geq 0,8$ (стрелками указаны микротрещины и ЗСО); b — $h/B = 0,4$

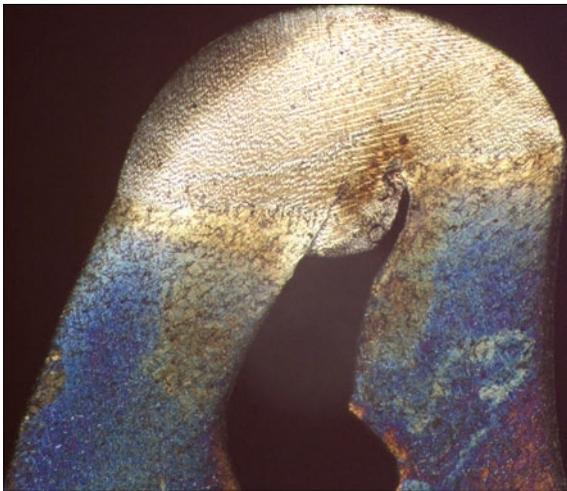


Рис. 8. Восстановленная входная кромка монокристаллической лопатки из сплава ЖС26 авиационного ГТД при наплавке электронным лучом с соотношением наплавки $h/B = 0,4$ ($\times 50$)

нокристаллических наплавов была доведена до 10 мм, при ширине исходных кромок 5...7 мм.

Результаты выполненных исследований и опытных наплавов позволяют рекомендовать ремонт участков разной кристаллографической ориентации монокристаллических лопаток из ЖНС с поверхностными дефектами (рис. 1) путем последовательного наложения наплавляемых слоев при использовании ЭЛС. Предложенная технология опробована при ремонте рабочих лопаток (рис. 8, 9) из сплавов ЖС26, ЖС32 [26].



Рис. 9. Внешний вид монокристаллических лопаток из сплава ЖС32 с ремонтными швами

Выводы

1. Основными задачами ремонта монокристаллических лопаток из ЖНС с производственными дефектами и эксплуатационными повреждениями является восстановление исходной геометрии, физической сплошности и кристаллографической однородности приповерхностных областей пера и кромок.

2. Реализация физических условий формирования монокристаллической структуры ремонтных швов достигается технологическими средствами ЭЛС, путем ограничения величины соотношения геометрических параметров наплавки h/B , с применением нормированного пруткового присадочного материала в соответствии с результатами исследований. Технология опробована как для однопроходной, так и многопроходной наплавки монокристаллических элементов горячего тракта ГТД.

Список литературы

1. Иноземцев А.А., Сандрацкий В.Л. (2006) *Газотурбинные двигатели*. Пермь, ОАО «Авиадвигатель».
2. Машошин О.Ф., Чичков Б.А. (2017) *Рабочие лопатки авиационных ГТД: конструкция, прочность, эксплуатация*. Учебное пособие для обучающихся по направлениям подготовки 25.03.01, 25.04.01. Москва, МГТУ ГА.
3. Смолин А.А., Спорягина Н.М. (1976) Оценка механической повреждаемости ротора компрессора в эксплуатации. *Ресурс и надежность ГТД*. Кн. 2, Москва, ЦИАМ, сс. 66–72.
4. Ильченко Г.А., Андреев В.И., Гусева Т.П. (1979) Анализ эксплуатационных дефектов и вопросы ремонта лопаток ГТД. *Материалы XI конференции молодых ученых НИИТ*. Москва, ОНТИ, НИИТ, сс. 49–52.
5. Е.Н. Каблов (ред.) (2006) *Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина*. Научно-технический сборник к 100-летию со дня рождения С.Т. Кишкина. Москва, Наука.
6. Сорокин Л.И. (2004) Аргонодуговая наплавка бандажных полок рабочих лопаток из высокожаропрочных никелевых сплавов. *Сварочное производство*, 7, 36–39.

7. Аржакин А.Н., Столяров И.И., Туров А.В. (2003) Разработка технологии восстановления рабочих лопаток 8 ступени КВД авиационного двигателя методом автоматической наплавки. *Сварщик*, **4**, 8–9.
8. Ющенко К.А., Савченко В.С., Червякова Л.В. и др. (2005) Исследование свариваемости никелевых суперсплавов и разработка технологии ремонта лопаток газовых турбин. *Автоматическая сварка*, **6**, 3–6.
9. Тарасенко Ю.П. (2005) Постэксплуатационное состояние лопаток первой ступени ТВД двигателя ДЖ59 и особенности их восстановления. *Газотурбинные технологии*, **11-2**, 30–32.
10. Кузнецов В.П., Лесников В.П., Беляев В.Е., Федотов Е.Н. (2005) Восстановительный ремонт – вторая жизнь авиационных лопаток. *Там же*, **4**, 32–34.
11. Ющенко К.А., Задерий Б.А., Гах И.С., Карасевская О.П. (2016) Формирование структуры металла шва при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов. *Автоматическая сварка*, **8**, 21–28.
12. Ющенко К.А., Гах И.С., Задерий Б.А., Звягинцева А.В., Карасевская О.П. (2013) Влияние геометрии сварочной ванны на структуру металла швов монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов. *Там же*, **5**, 46–51.
13. Ющенко К.А., Задерий Б.А., Гах И.С. и др. (2013) О природе зерен случайной ориентации в сварных швах монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов. *Металлофизика и новейшие технологии*, **35**, **0**, 1347–1357.
14. Ющенко К.А., Задерий Б.А., Гах И.С. и др. (2009) О возможности наследования монокристаллической структуры сложнелегированных никелевых сплавов в неравновесных условиях сварки плавлением. *Там же*, **31**, **4**, 473–485.
15. Ющенко К.А., Задерий Б.А., Карасевская О.П., Гах И.С. (2008) Склонность к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых суперсплавов. *Автоматическая сварка*, **2**, 10–19.
16. Шоршоров М.Х., Ерохин А.А., Чернышова Т.А. (1972) *Горячие трещины при сварке жаропрочных сплавов*. Москва, Машиностроение.
17. Сорокин Л. И. (2004) Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов (Обзор). Ч.2. *Сварочное производство*, **0**, 8–16.
18. Сорокин Л.И. (1999) Напряжения и трещины при сварке и термической обработке жаропрочных никелевых сплавов. *Там же*, **2**, 11–17.
19. Шоршоров М.Х., Ерохин А.А., Чернышова Т.А. (1973) *Горячие трещины при сварке жаропрочных сплавов*. Москва, Машиностроение.
20. Сорокин Л. И. (2004) Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов (Обзор). Ч.1. *Сварочное производство*, **9**, 3–7.
21. Yushchenko K.A., Zviagintseva A.V., Kapitanchuk L.M., Gakh I.S. (2018) The role of actively diffusing impurities of sulfur and oxygen in ductility-dip cracking susceptibility of Ni–Cr–Fe welds. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **89**, **2**, 49–55.
22. Park J.-W., Baby S.S., Vitek J.M. et al. (2003) Stray grain formation in single crystal Ni-base superalloy welds. *J. of Applied Physics*, **94**, **6**, 4203–4209.
23. Pollock T.M., Murphy W.H. (1996) The Breakdown of Single-Crystal Solidification in High Refractory Nickel-Base Alloys. *Metal. Mater. Trans. A*, **27**, 1081–1094.
24. Зленко М.А., Нагайцев М.В., Довбыш В.М. (2015) *Аддитивные технологии в машиностроении*. Пособие для инженеров. Москва, ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ».
25. Рыкалин Н.Н. (1951) *Расчеты тепловых процессов при сварке*. Москва, Машгиз.
26. Yushchenko K.A., Zadery B.A., Gakh I.S., Zviagintseva A.V. (2018) Prospects of development of welded single-crystal structures of heat-temperature nickel alloys. *The Paton Welding Journal*, **112**, 83–90.

References

1. Inozemtsev, A.A., Sandratsky, V.L. (2006) *Gas turbine engines*. Perm, Aviadvigatel [in Russian].
2. Mashoshin, O.F., Chichkov, B.A. (2017) *Blades of aircraft gas turbine engines: Design, strength, operation*. In: Manual for professions 25.03.01, 25.04.01. Moscow, BMSTU [in Russian].
3. Smolin, A.A., Sporyagina, N.M. (1976) *Evaluation of mechanical damage of compressor rotor in operation. Service life and reliability of gas turbine engines*. In: Book 2. Moscow, CIAM, 66-72 [in Russian].
4. Ilchenko, G.A., Andreev, V.I., Guseva, T.P. (1979) Analysis of operating defects and problems of repair of gas turbine engine blades. In: *Proc. of 11th Conf. of Young Scientists of NIAT*. Moscow, NIAT, 49-52.
5. (2006) Cast high-temperature alloys. S.T. Kishkin effect. Ed. by E.N. Kablov. In: *Techn.-Sci. Coll. to 100th Birth Anniversary of S.T.Kishkin*. Moscow, Nauka [in Russian].
6. Sorokin, L.I. (2004) Argon-arc surfacing of shroud platforms of high-temperature nickel alloy blades. *Svarochn. Proizvodstvo*, **7**, 36-39 [in Russian].
7. Arzhakin, A.N., Stolyarov, I.I., Turov, A.V. (2003) Development of technology for restoration of 8th stage blades of high-pressure compressor of aircraft engine by automatic surfacing method. *Svarshchik*, **4**, 8-9 [in Russian].
8. Yushchenko, K.A., Savchenko, V.S., Chervyakova, L.V. et al. (2005) Investigation of weldability of nickel superalloys and development of repair technology for gas turbine blades. *The Paton Welding J.*, **6**, 3-6.
9. Tarasenko, Yu.P. (2005) Postoperational state of blades of first stage of high-pressure turbine of DZh59 engine and peculiarities of their restoration. *Gazoturbinnye Tekhnologii*, **11 2**, 30-32 [in Russian].
10. Kuznetsov, V.P., Lesnikov, V.P., Belyaev, V.E., Fedotov, E.N. (2005) Restorative repair – second life of aircraft blades. *Ibid.*, **4**, 32-34 [in Russian].
11. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Gakh, I.S., Karasevskaya, O.P. (2016) Formation of weld metal structure in electron beam welding of single crystals of high-temperature nickel alloys. *The Paton Welding J.*, **8**, 15-22.
12. Yushchenko, K.A., Gakh, I.S., Zadery, B.A. et al. (2013) Influence of weld pool geometry on structure of metal of welds on high-temperature nickel alloy single crystals. *Ibid.*, **5**, 45-50.
13. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Gakh, I.S. et al. (2013) On nature of grains of random orientation of single crystal welds of high-temperature nickel alloys. *Metallofizika i Novejshie Tekhnologii*, **35(0)**, 1347-1357 [in Russian].
14. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Gakh, I.S. et al. (2009) About possibility of inheriting of single crystal structure of complexly-alloyed nickel alloys under nonequilibrium conditions of fusion welding. *Ibid.*, **31(4)**, 473-485 [in Russian].
15. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Karasevskaya, O.P., Gakh, I.S. (2008) Sensitivity to cracking and structural changes in EBW of single crystals of heat-resistant nickel alloys. *The Paton Welding J.*, **2**, 6-13.
16. Shorshorov, M.Kh., Erokhin, A.A., Chernyshova, T.A. (1972) *Hot cracks in welding of heat-resistant alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
17. Sorokin, L.I. (2004) Weldability of high-temperature nickel alloys (Review). Pt 2. *Svarochn. Proizvodstvo*, **0**, 8-16 [in Russian].
18. Sorokin, L.I. (1999) Strains and cracks in welding and heat treatment of high-temperature nickel alloys. *Ibid.*, **2**, 11-17 [in Russian].
19. Shorshorov, M.Kh., Erokhin, A.A., Chernyshova, T.A. (1973) *Hot cracks in welding of heat-resistant alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
20. Sorokin, L.I. (2004) Weldability of high-temperature nickel alloys (Review). Pt 1. *Svarochn. Proizvodstvo*, **9**, 3-7 [in Russian].
21. Yushchenko, K.A., Zviagintseva, A.V., Kapitanchuk, L.M., Gakh, I.S. (2018) The role of actively diffusing impurities

- of sulfur and oxygen in ductility-dip cracking susceptibility of Ni-Cr-Fe welds. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 89(2), 49-55.
22. Park, J.-W., Baby, S.S., Vitek, J.M. et al. (2003) Stray grain formation in single crystal Ni-base superalloy welds. *J. of Applied Physics*, 94(6), 4203-4209.
23. Pollock, T.M., Murphy, W.H. (1996) The breakdown of single-crystal solidification in high refractory nickel-base alloys. *Metal. Mater. Transact. A*, **27**, 1081-1094.
24. Zlenko, M.A., Nagajtsev, M.V., Dovbysh, V.M. (2015) *Additive technologies in mechanical engineering*. Moscow, NAMI [in Russian].
25. Rykalin, N.N. (1951) *Calculations of heat processes in welding*. Moscow, Mashgiz [in Russian].
26. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Gakh, I.S., Zvyagintseva, A.V. (2018) Prospects of development of welded single-crystal structures of high-temperature nickel alloys. *The Paton Welding J.*, **14**, 83-90.

РЕМОНТНЕ НАПЛАВЛЕННЯ ЛОПАТОК ГАЗОВИХ ТУРБІН З ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ З ПОВЕРХНЕВИМИ ДЕФЕКТАМИ ТА ПОШКОДЖЕННЯМИ К.А. Ющенко¹, І.С. Гах¹, Б.О. Задерій¹, Г.В. Звягінцева¹, О.П. Карасевська²

¹ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України.

03142, м. Київ, бульв. Академіка Вернадського, 36. E-mail: Karas@imp.kiev.ua

На основі вивчення натурних лопаток газових турбін після виготовлення та експлуатації визначено основні типи дефектів та пошкоджень. Велика частина дефектів розташована на поверхні. Показана можливість виконання операцій по їх усуненню шляхом електронно-променевого наплавлення з присадкою того ж складу, що і лопатка. Встановлено зв'язок температурно-часових параметрів формування ремонтних швів, їх розмірів і геометрії. Визначено технологічні схеми забезпечення температурно-часових і кристалографічних орієнтаційних умов збереження монокристалічної структури при ремонті лопаток з жароміцних нікелевих сплавів. Вивчено особливості формування зварних швів, їх структура в залежності від технологічних параметрів процесу електронно-променевого наплавлення. Розроблено та випробувано способи практичної реалізації отриманих результатів при ремонті ділянок лопаток різної кристалографічної орієнтації. Наведено приклади ремонту лопаток зі структурними дефектами поверхні пера і ушкодженнями крайок, при яких забезпечується відновлення вихідної геометрії, кристалографічної орієнтації та монокристалічної структури. Бібліогр. 26, рис. 9.

Ключові слова: електронно-променева наплавка, газові турбіни, лопатки, жароміцні нікелеві сплави, дефекти і пошкодження, відновлення, монокристалічна структура

RESTORATION SURFACING OF BLADES OF GAS TURBINES OF HIGH-TEMPERATURE NICKEL ALLOYS WITH SURFACE DEFECTS AND DAMAGES

K.A. Yushchenko¹, I.S. Gakh¹, B.A. Zaderii¹, A.V. Zvyagintseva¹, O.P. Karasevskaya²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²G.V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of the NAS of Ukraine.

36 Akademika Vernadskogo Blvd., 03142, Kyiv, Ukraine. E-mail: Karas@imp.kiev.ua

The main types of defects and damages were determined based on investigation of full-scale gas turbine blades after manufacture and operation. The possibility is shown for performance of operations on their elimination by means of electron beam surfacing with filler of the same composition as in the blade. Temperature-time relationship of parameters of repair welds formation, their dimensions and geometry were stated. The technological schemes were determined for providing the temperature-time and crystallographic orientation conditions of preservation of single crystal structure in repair of high-temperature nickel alloy blades. The peculiarities of formation of welds, their structure depending on technological parameters of the process of electron beam surfacing were investigated. The methods of practical realization of obtained results in repair of blade areas of various crystallographic orientation were developed and tested. There are examples of repair of blades with structural defects of airfoil surface and damages of edges, at which restoration of initial geometry, crystallographic orientation and single crystal structure is provided. 26 Ref., 9 Fig.

Keywords: electron beam surfacing, gas turbines, blades, high-temperature nickel alloys, defects and damages, restoration, single crystal structure

Поступила в редакцію 15.04.2019

ВПЛИВ ТУГОПЛАВКИХ ДИСПЕРСНИХ ФАЗ НА ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ШЛАКОВИХ РОЗПЛАВІВ СИСТЕМИ $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$

І.О. Гончаров¹, В.С. Судавцова¹, Д.Д. Міщенко¹, А.М. Дученко¹, В.Е. Сокольський²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Національний університет ім. Тараса Шевченка, 01601, м. Київ, вул. Володимирська, 60

Стаття присвячена вивченню основних механізмів контролю структури та фізико-хімічних властивостей шлакових оксидно-фторидних розплавів з метою створення флюсів з прогнозованими хіміко-металургійними і технологічними показниками для зварювання високоміцних низьколегованих сталей. Додавання MgO в шлакові розплави системи $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$ забезпечує аномальне зниження термодинамічної активності оксиду кремнію в них завдяки утворенню в розплаві тугоплавкої дисперсної фази $MgO \cdot Al_2O_3$. На основі методів внутрішнього стандарту і гравіметричного запропоновані методики визначення кількісного вмісту $MgO \cdot Al_2O_3$ в рідких і твердих шлаках системи $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$. Визначено її оптимальний вміст в шлаковому розплаві, при якому забезпечується поєднання оптимальних хіміко-металургійних і технологічних властивостей флюсу при електродуговому зварюванні. Бібліогр. 12, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: флюси для електродугового зварювання, шлакові розплави, тугоплавкі дисперсні частки, в'язкість, електропровідність, термодинамічна активність

Існуючі уявлення про поведінку зварювальних шлакових розплавів, які ґрунтуються на іонній теорії електролітичної дисоціації атомів, є дещо застарілими. Будова реальних зварювальних шлаків значно складніша від досконалих і ідеальних іонних розчинів. В металургійних і зварювальних шлаках переважно має місце полярний зв'язок. При описі будови таких шлакових розплавів провідну роль займають погляди, визначені здатністю оксидів-комплексотворювачів в розплаві полімеризуватися, утворюючи каркас, а також здатністю катіонів (наприклад, Na^+ , Ca^{2+}) ламати цей каркас, вивільняючи при цьому атоми вільного, немісткового кисню [1–3]. В останні роки іонна теорія була піддана критиці в металургійній літературі за відсутність адекватних підходів в описі процесів полімеризації SiO_2 і інших оксидів. В металургійній літературі запропонований цілий ряд нових теорій [4, 5], які описують процеси утворення в розплаві полімерних гетеромолекулярних комплексів (наноміцел, асоціатів, кластерів та ін.). К. Міллс відзначає [2], що в останні роки значно покращилися наші знання про будову шлакових розплавів завдяки розробці нових технік, таких як рентгенівська та нейронна дифракція, Раманівська спектроскопія, ядерний магнітний резонанс. Зокрема, встановлено, що металургійні шлакові розплави є не гомогенною рідиною, як вважалося раніше, а гетерогенними, тобто такими, що містять тверду і рідку фази [6, 7].

Проведений аналіз градієнтно-температурних умов існування зварювальної ванни при електродуговому зварюванні під флюсом [8] і вивчення діаграм стану оксидно-фторидних систем [9,

10] показали, що шлакові розплави при зварюванні є гетерогенними. Це підтверджено виконаними методом високотемпературної рентгенівської дифракції дослідженнями шлакової системи $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$ у твердому й розплавленому стані [11]. Встановлено, що при концентрації MgO понад 20 % і Al_2O_3 понад 25 % при температурах понад 800 °С за рахунок підвищення дифузії іонів алюмінію та магнію утворюється сполука $MgO \cdot Al_2O_3$ з температурою плавлення 2135 °С. Така сполука є єдиною твердою кристалічною фазою в досліджених розплавах при температурах до 1500 °С. Методом скануючої електронної мікроскопії з локальним хімічним аналізом фаз визначено, що $MgO \cdot Al_2O_3$ спостерігається у вигляді октаєдрів розміром 10...35 мкм після плавлення флюсів та у шлакових кірках в процесі зварювання.

Метою даної роботи було визначення кількісного вмісту тугоплавких дисперсних фаз $MgO \cdot Al_2O_3$ в зварювальних шлаках системи $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$, їх впливу на фізико-хімічні властивості шлакових розплавів, хіміко-металургійні і технологічні показники флюсів при електродуговому зварюванні.

Дослідження структури рідких та твердих шлаків методом високотемпературної рентгенівської дифракції. Розроблено способи визначення вмісту сполуки $MgO \cdot Al_2O_3$ в твердих і розплавлених шлаках методом гравіметричного аналізу і внутрішнього стандарту відповідно. Гравіметричний метод базується на здатності шпінелі не розчинятися в більшості сильних кислот.

Склад модельних агломерованих флюсів системи $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaF}_2$, вміст в них $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ та результати хімічного аналізу 5 шару наплавлення під цими флюсами дротом Св-07ГІНМА

Об'єкт	Вміст компонентів, %				Вміст $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$, %		Вміст елементів в металі шва і дроту, %				
	MgO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaF ₂	Метод внутрішнього стандарту	Гравіметричний метод	C	Si	Mn	Ni	Mo
Дріт Св-07ГІНМА							0,087	0,371	1,44	0,61	0,62
Флюс 7		40	25	25	0	0	0,040	0,561	0,69	0,46	0,48
9	20	20	35	25	22	21	0,046	0,525	0,81	0,48	0,49
4	30	20	25	25	20	19	0,049	0,484	0,81	0,46	0,48
15	40	10	25	25	28	27	0,054	0,315	1,03	0,47	0,51

Сутність методу внутрішнього стандарту полягає в тому, що отримують дифрактограму, в якій присутня речовина, що досліджується, і речовина, яка використовується в якості внутрішнього стандарту. В нашому випадку було обрано моноклинний оксид вольфраму WO_3 . За співвідношенням висот піків речовини внутрішнього стандарту і досліджуваної речовини визначають вміст останньої. Експериментальні калібрувальні графіки для WO_3 і $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ добре узгоджуються з результатами моделювання, проведеного із застосуванням програми PowderCell. Результати вмісту $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ у модельних агломерованих флюсах системи $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaF}_2$, визначені гравіметричним методом, добре узгоджуються з даними методу внутрішнього стандарту (таблиця).

Встановлено, що вміст $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ в модельних агломерованих флюсах при нагріванні до 1500°C та в шлакових корках при зварюванні приблизно однаковий. Досліджено вплив температурно-концентраційних факторів, які визначають процеси утворення $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ в розплавах системи $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaF}_2$. При введенні CaF_2 в шлаки системи $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ температура початку утворення $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ зменшується з 1300°C до $1100\text{...}1150^\circ\text{C}$. Температурна залежність вмісту $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ в діапазоні $1200\text{...}1500^\circ\text{C}$ носить лінійний характер (рис. 1). На основі одержаних результатів розроблено рекомендації щодо формування у шлакових розплавах тугоплавких дисперс-

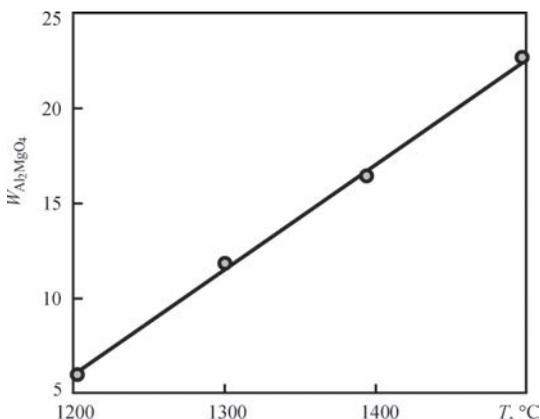


Рис. 1. Залежність масової частки $W_{\text{MgAl}_2\text{O}_4}$ у флюсі системи $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaF}_2$ від температури

них фаз при промисловому виготовленні агломерованих і плавлених флюсів. Так, високотемпературне прокалювання шихти можна виконувати не для окремих компонентів, як це має місце сьогодні, а для сумішей. Перспективним є введення до суміші магнезиту і глинозему речовин, що містять фтор — флюориту чи плавикового шпату. Крім того, в газополуменевих чи електродугових печах можна виплавляти плавлені флюси для зварювання і споріднених процесів чи плавлені напівпродукти з керованим вмістом дисперсних фаз у розплаві за рахунок зміни порядку загрузки шихти в піч, температурних режимів плавлення і т. п.

Дослідження активності SiO_2 та іонів O^{2-} методом електрорушійної сили. В роботі [12] нами запропоновано методику для експресного визначення активності SiO_2 в оксидних і оксидно-фторидних шлакових розплавах та розроблено конструкцію оригінального електролітичного датчика для вимірювань ЕРС, стійкого в оксидно-фторидних шлакових розплавах при температурах до 1500°C .

Зроблено висновок, що зниження активності SiO_2 (рис. 2, а) в розплавах системи $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaF}_2$ з 0,06 до 0,012 мол. % відбувається за рахунок утворення в розплаві тугоплавких дисперсних фаз $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$. При розробці сучасних агломерованих флюсів важливим є дослідження впливу металів, які входять до складу легуючої основи флюсу, на окислювальну дію розплавлених флюсів на метал зварювальної ванни. Проведено термодинамічний аналіз вірогідності перебігу хімічних реакцій взаємодії оксиду кремнію з різними металами та експериментально досліджено їх вплив у кількості 1 % на термодинамічну активність SiO_2 в розплавах системи $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaF}_2$. Встановлено, що найбільш ефективним (зниження на 2-3 порядки) є введення до складу флюсів силікокальцію та феротитану (рис. 2, б).

Досліджено вплив активності іонів кисню і активності оксиду кремнію на перехід кисню і легуючих елементів в наплавлений метал при застосуванні модельних агломерованих флюсів системи $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaF}_2$ з різним вмістом $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ (таблиця), утворюваної у флюсах

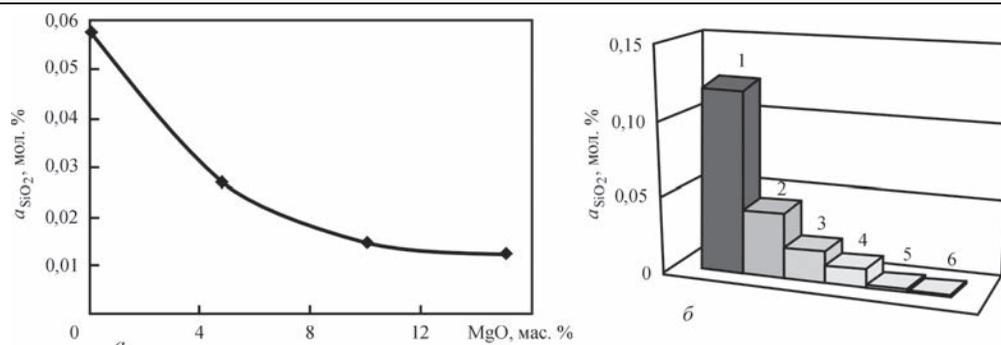


Рис. 2. Залежність термодинамічної активності SiO_2 в шлаковому розплаві системи $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$ при $1400\text{ }^\circ\text{C}$ від вмісту MgO (а) та вплив на неї металів в кількості 1 % (б): 1 — флюс без домішок; 2 — Fe-Mn; 3 — Mn; 4 — Fe-Si; 5 — Fe-Ti; 6 — Si-Ca

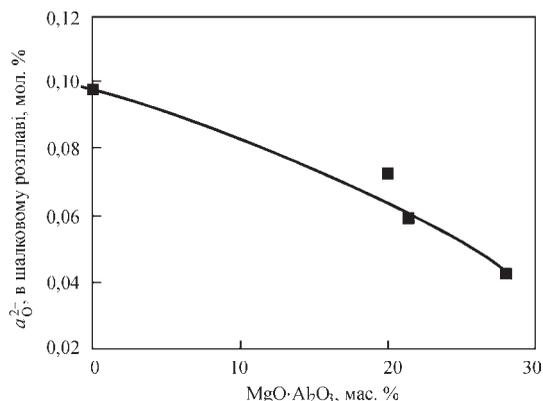


Рис. 3. Залежність активності іонів кисню в шлакових розплавах системи $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$ від вмісту в них сполуки $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$

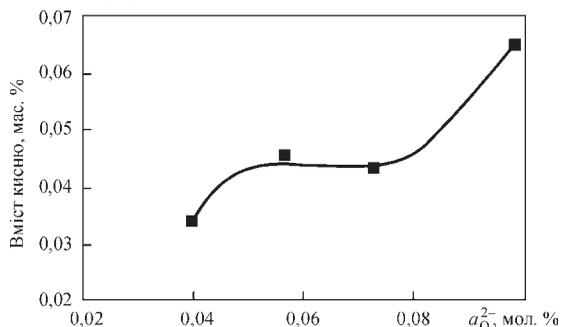


Рис. 4. Залежність вмісту кисню в наплавленому металі від активності іонів кисню в розплаві системи $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$

при їх нагріванні. Встановлено залежність між вмістом $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ у флюсі, термодинамічною активністю іонів кисню в шлаковому розплаві (рис. 3, 4) і вмістом кисню в металі шва. Кращу розкислюючу здатність має флюс із найбільшим серед досліджених флюсів вмістом $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ на рівні 28 %. В області складів із вмістом в розплаві $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ 19...22 мас. % отримано близькі показники активності іонів кисню і оксиду кремнію в розплаві. При цьому часткове збільшення вмісту Al_2O_3 у флюсі за рахунок відповідного зменшення вмісту MgO не супроводжується зростанням активності іонів кисню, втратами Mn та суттєвим збільшенням відновлення Si в наплавленому металі (таблиця) при значно кращих формуючих

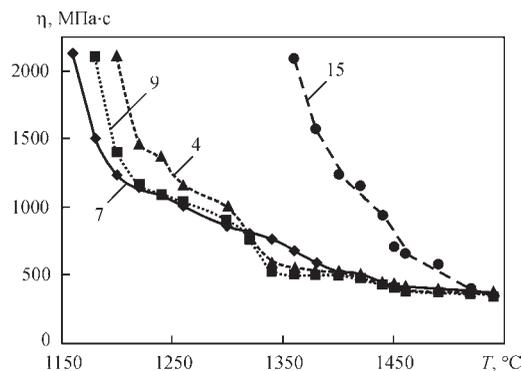


Рис. 5. Температурна залежність в'язкості модельних агломерованих флюсів системи $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$ (склади флюсів 4, 7, 9, 15 наведено в таблиці)

властивостях флюсу. Зі збільшенням активності іонів кисню понад 0,06 мол. % в шлаковому розплаві спостерігається підвищення вмісту кисню в наплавленому металі (рис. 4).

Визначення впливу вмісту $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ в рідких флюсах на їхні фізико-хімічні властивості і зварюально-технологічні показники. Визначено, що в області складів MgO — 20...25 %; Al_2O_3 — 25...35 %; SiO_2 — 15...20 %; CaF_2 — 15...25 % забезпечується поєднання оптимальних хіміко-металургійних і технологічних властивостей флюсу при електродуговому зварюванні за рахунок утворення в шлаковому розплаві тугоплавких дисперсних фаз $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ в кількості 19...22 %. Встановлено, що їх формування в розплаві розширює температурний інтервал затвердіння флюсів до 1180...1510 °C. Показано, що для температурних залежностей в'язкості (η) (рис. 5) цих флюсів характерне ступінчасте підвищення в'язкості в процесі охолодження, викликане багатостадійним утворенням в розплаві твердих дисперсних фаз. При цьому покращуються умови для видалення газів із зони зварювання. У вищезазначеній області складів також досягнуто оптимальних показників електропровідності на рівні $0,11...0,16\text{ (}\Omega\cdot\text{cm)}^{-1}$, що є важливим для попередження шунтування дуг при багатодуговому зварюванні. При збільшенні вмісту $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ до 28 % в'язкість розплаву

підвищується. Це приводить до погіршення форми шва і утворення підрізів при зварюванні.

Висновки

1. Визначено вплив температурно-концентраційних факторів на процеси формування $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ в розплавах системи $\text{MgO}\text{--}\text{Al}_2\text{O}_3\text{--}\text{SiO}_2\text{--}\text{CaF}_2$. Розроблено рекомендації щодо формування у шлакових розплавах тугоплавких дисперсних фаз в технологічних процесах виготовлення агломерованих і плавлених флюсів.

2. На основі методів внутрішнього стандарту і гравіметричного запропоновані методики визначення кількісного вмісту $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ в рідких і твердих шлаках системи $\text{MgO}\text{--}\text{Al}_2\text{O}_3\text{--}\text{SiO}_2\text{--}\text{CaF}_2$.

3. Зниження термодинамічної активності SiO_2 в розплавах системи $\text{MgO}\text{--}\text{Al}_2\text{O}_3\text{--}\text{SiO}_2\text{--}\text{CaF}_2$ з 0,06 до 0,012 мол. % при введенні MgO до складу флюсу в кількості до 15 % обумовлене утворенням в шлаковому розплаві тугоплавких дисперсних фаз $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$. Визначено вплив введення металів в шлаковій розплаві на термодинамічну активність оксиду кремнію.

4. Встановлено, що формування $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ в розплаві розширює температурний інтервал твердіння флюсів до 1180...1510 °С. Для політерм в'язкості цих шлаків характерне ступінчасте підвищення в'язкості в процесі охолодження, викликане багатостадійним утворенням в розплаві твердих дисперсних фаз.

5. Визначено, що при вмісті тугоплавкої дисперсної фази $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ в шлаковому розплаві в кількості 19...22 % забезпечується поєднання оптимальних хіміко-металургійних і технологічних властивостей флюсу при електродуговому зварюванні.

Список літератури/References

1. Mysen B.O. (1988) *Structure and properties of silicate melts*. Amsterdam, Elsevier.
2. Mills K.C. (1993) The influence of structure on the physico-chemical properties of slags. *ISIJ International*, **1**, 148–155.
3. Mills K.C., Yuan L., Jones R.T. (2011) Estimation the physical properties of slags. *The Journal of Southern African institute of mining and metallurgy*, **111**, 649–658.
4. Зайцев А.И., Шахпазов Е.Х. (2009) Развитие современной теории металлургических шлаков. *Металлурге*, **5**, 27–31.
Zajtzev, A.I., Shakhpazov, E.Kh. (2009) Development of modern theory of metallurgical slags. *Metallurg*, **5**, 27–31 [in Russian].
5. Зайцев А.И., Могутнов Б.М., Шахпазов Е.Х. (2008) *Физическая химия металлургических шлаков*. Москва, Интерконтакт Наука.
Zajtzev, A.I., Mogutnov, B.M., Shakhpazov, E.Kh. (2008) *Physical chemistry of metallurgical slags*. Moscow, Interkontakt Nauka [in Russian].
6. Zhuangzhuang Liu, Lieven Pandeelaers, Bart Blanpain, Muxing Guo (2018) Viscosity of Heterogeneous Silicate Melts: A Review. *Metallurgical and Materials Transactions B*, *Oct.*, **49**, **5**, 2469–2486.
7. Park J. H. (2007) Solidification structure of $\text{CaO}\text{--}\text{SiO}_2\text{--}\text{MgO}\text{--}\text{Al}_2\text{O}_3\text{--}\text{CaF}_2$ systems and computational phase equilibria: Crystallization of MgAl_2O_4 spinel. *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, **31**, 428–437.
8. Christensen N., Chipman J. (1953) Slag-metal interaction in arc welding. *Weld. Res. Council Bul. Ser.*, **15**, 18.
9. (1995) Slag Atlas. 2nd Ed. *Verlag Stahleisen GmbH*, D-Dusseldorf.
10. (1985) *Атлас шлаков. Справочное издание*. Пер. с нем. Москва, Металлургия.
Slag atlas. In: Refer. Ed. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
11. Гончаров И.А., Сокольский В.Э., Давиденко А.О. и др. (2012) Образование шпинели в расплаве агломерированного сварочного флюса системы $\text{MgO}\text{--}\text{Al}_2\text{O}_3\text{--}\text{SiO}_2\text{--}\text{CaF}_2$ и ее влияние на вязкость шлака. *Автоматическая сварка*, **2**, 21–28.
Goncharov, I.A., Sokolsky, V.E., Davidenko, A.O. et al. (2012) Formation of spinel in melt of the $\text{MgO}\text{--}\text{Al}_2\text{O}_3\text{--}\text{SiO}_2\text{--}\text{CaF}_2$ system agglomerated welding flux and its effect on viscosity of slag. *The Paton Welding J.*, **2**, 18–25.
12. Гончаров И.А., Галинич В.И., Мищенко Д.Д. и др. (2013) Способы управления активностью оксида кремния в шлаковых расплавах сварочных флюсов. *Там же*, **2**, 9–13.
Goncharov, I.A., Galinich, V.I., Mishchenko, D.D. et al. (2013) Methods of control of silicon oxide activity in slag melts. *Ibid.*, **2**, 8–12.

INFLUENCE OF REFRACTORY DISPERSED PHASES ON PHYSICO-CHEMICAL PROPERTIES OF SLAG MELTS OF THE SYSTEM $\text{MgO}\text{--}\text{Al}_2\text{O}_3\text{--}\text{SiO}_2\text{--}\text{CaF}_2$

I.O. Goncharov¹, V.S. Sudavtsova¹, D.D. Mishchenko¹, A.M. Duchenko¹, V.E. Sokolsky²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Taras Shevchenko National University of Kyiv. 60 Volodymyrska Str., 01601, Kyiv, Ukraine

The article is devoted to the study of basic mechanisms of control of structure and physical and chemical properties of slag oxide-fluoride melts in order to create fluxes with predicted chemical, metallurgical and technological parameters for welding high-strength low-alloyed steels. The addition of MgO in the slag melts of the system $\text{MgO}\text{--}\text{Al}_2\text{O}_3\text{--}\text{SiO}_2\text{--}\text{CaF}_2$ provides an abnormal decrease in the thermodynamic activity of silicon oxide in them due to the formation of a refractory dispersed phase $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ in the melt. Based on the methods of internal standard and the proposed gravimetric procedure for determination of quantitative content of $\text{MgO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ in liquid and solid slags of the system $\text{MgO}\text{--}\text{Al}_2\text{O}_3\text{--}\text{SiO}_2\text{--}\text{CaF}_2$ its optimum content in a slag melt was determined, in which the combination of optimal chemical, metallurgical and technological properties of flux during electric arc welding is provided. 12 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

Keywords: fluxes for electric arc welding, slag melts, refractory dispersed particles, toughness, electric conductivity, thermodynamic activity

Надійшла до редакції 15.04.2019

УЛУЧШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ И САНИТАРНО-ГИГИЕНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕССА ДУГОВОЙ СВАРКИ В СРЕДЕ ЗАЩИТНОГО ГАЗА

В.Н. Шлепаков, А.С. Котельчук

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрено влияние вида и типа электродной проволоки, характеристик ее плавления, а также состава защитного газа на сварочно-технологические свойства и технологическое качество сварных швов соединений из низколегированных сталей повышенной и высокой прочности. Отмечены пути и средства достижения стабильно высокого технологического качества швов, повышения производительности процесса и снижения уровня валовых выделений сварочного аэрозоля. Библиогр. 14, рис. 4.

Ключевые слова: механизированная дуговая сварка, низколегированные стали, электродная проволока, сварочно-технологические свойства, качество швов, производительность, сварочные аэрозоли

Современное состояние применения электродуговой автоматической и механизированной сварки плавлением в среде защитных газов характеризуется существенным расширением областей использования при создании металлоконструкций различного назначения из низколегированных сталей повышенной и высокой прочности. Основными факторами, способствующими расширению применения этих способов сварки, являются высокая производительность и оптимизация затрат, а также высокое качество сварных соединений [1–5].

В качестве электродного материала для указанных процессов наиболее широкое применение нашли низколегированные проволоки сплошного сечения, а также порошковые проволоки с металлическим типом сердечника. При этом наиболее часто защитная среда создается углекислым газом или газовыми смесями на основе аргона с добавлением углекислого газа [6]. С расширением применения механизированной сварки плавлением в среде защитных газов все больше внимания приходится уделять основным особенностям процесса, которые влияют на показатели качества сварных соединений, производительность работ, а также улучшение санитарно-гигиенических условий их проведения, что напрямую связано с экономическими затратами на изготовление металлоконструкций [7–10].

Исследования и экспериментальные работы, выполненные в Институте электросварки им. Е.О. Патона в этой области, были направлены на прояснение влияния вида и типа электродного материала, состава защитного газа на их сварочно-технологические свойства и технологическое качество сварных швов соединений из низколеги-

рованных сталей. Кроме того, оценивалось влияние этих факторов на показатели производительности и санитарно-гигиенические характеристики процесса. В качестве электродного материала применяли проволоки сплошного сечения, отвечающие требованиям стандарта ДСТУ ISO 14341 [11], и порошковые проволоки для дуговой сварки низколегированных сталей повышенной и высокой прочности по стандартам ДСТУ ISO 17632 [12] и ДСТУ ISO 18276 [13]. Создание защитной газовой среды обеспечивалось соответственно рекомендациям производителей сварочных проволок и в соответствии со стандартом ДСТУ ISO 14175 [14]. В качестве основного металла использовали пластины низколегированной стали 09Г2С толщиной от 6 до 18 мм, обработанные для выполнения угловых и стыковых соединений с рекомендуемой разделкой кромок. Сварочное оборудование включало два основных типа комплектов: тиристорный ВДУ-506 и инверторный «TransSynergic 5000 Fronius» с соответствующими подающими механизмами и автоматической сварочной головкой. Параметры режима сварки устанавливались в соответствии с рекомендациями изготовителя проволоки. В качестве электродных материалов выбрали проволоку сплошного сечения типа G46 3С (М) (ESAB), проволоки порошковые типа T50 (46) С (М) Z (ОЗСМ ИЭС им. Е.О. Патона, Alloy Rods, Oerlikon, KOBELCO).

Для оценки характеристик горения дуги и переноса электродного металла использовали видеосъемку. Потери электродного металла регистрировали по расходу электродного материала и с помощью оценки уровня набрызгивания после очистки соединения. Оценку санитарно-гигиенических характеристик проводили по интенсивно-

сти выделения твердой составляющей сварочного аэрозоля (ТССА) и его составу [10].

Размеры и форма сварных швов изучались путем обмера поперечных шлифов, вырезанных из сваренных образцов после шлифовки и травления в растворе соляной кислоты. Для определения площади поперечного сечения использовали микроскоп «Quantimet». В качестве основных показателей для сравнения принимали глубину проплавления, ширину шва, форму усиления, общую площадь сечения, а также оценивали дефекты в зоне сплавления. Ниже изложены в обобщенном виде результаты проведенных исследований и представления авторов относительно совершенствования процесса механизированной сварки в среде защитного газа.

Влияние характеристик плавления проволоки и переноса металла на сварочно-технологические свойства. Плавление проволоки и перенос электродного металла в сварочную ванну определяется в общем случае сечением (диаметром) проволоки и параметрами режима сварки, а также составом защитной газовой среды. Основные виды переноса классифицируются как капельный, струйный и струйно-капельный. Ключевую роль в изменении характеристик переноса играет влияние пинч-эффекта на торцевую часть плавящейся проволоки, вызванное снижением поверхностного натяжения расплавленного металла. Состав защитной газовой среды, также как и тип, и состав электродной проволоки влияют на

термическую проводимость, ионный потенциал зоны горения дуги и, таким образом, на характер плавления проволоки. Диаметр (для проволок сплошного сечения) или толщина токопроводящей оболочки порошковой проволоки определяют величину параметров дуговой сварки, при которых влияние пинч-эффекта приводит к изменению характера горения дуги и плавления конца проволоки. На рис. 1 представлены упрощенные схемы переноса металла при сварке проволокой сплошного сечения и порошковой проволокой, характеризующиеся как капельный, так и струйный (струйно-капельный).

Основное различие при использовании проволоки сплошного сечения и порошковой проволоки заключается в том, что при струйном переносе плавящейся проволоки сплошного сечения переход металла фокусируется по центру горения дуги, а порошковой проволоки — по сечению оболочки, при этом металл сердечника переходит в сварочную ванну в центральной зоне. Наличие в составе сердечника порошковой проволоки шлакообразующих материалов и порошков металлов и химических соединений с низким потенциалом ионизации, влияющих на свойства шлакового расплава, оказывает влияние на поверхностное натяжение расплавленного металла сварочной ванны, что позволяет регулировать форму поверхности сварного шва. Для дуговой сварки в среде защитных газов используются порошковые проволоки, главным образом, с двумя типами порошкового сердечника — шлакообразующим, который обеспечивает создание шлаковой защиты и осуществляет металлургическую обработку расплава соответствующего типа (рутиловый или основной), и металлический, основу которого составляют порошки железа и сплавов с небольшой долей активных химических соединений (менее 1,5 мас. %). Состав газовой защитной среды играет ключевую роль, определяя термическую проводимость дугового промежутка и степень развития окислительных процессов при переносе электродного металла и в сварочной ванне.

Проволоки сплошного сечения содержат в своем составе элементы раскислители и легирующие примеси, которые обеспечивают получение металла шва заданного состава, определяющего уровень механических свойств сварного соединения применительно к классу прочности свариваемых сталей. Тип применяемого электродного материала (проволоки), как и состав газовой защитной среды, в значительной мере определяет не только показатели механических свойств металла шва и сварного соединения, но и технологические характеристики и качество сварных соединений.

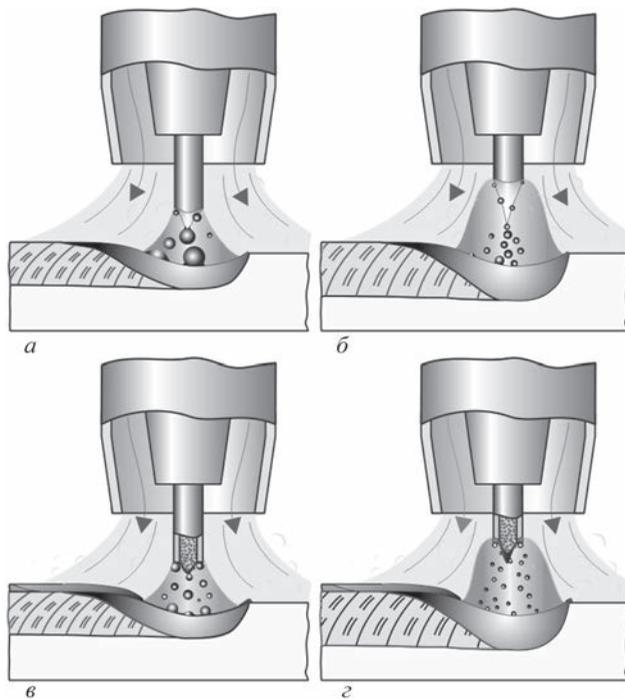


Рис. 1. Режимы переноса электродного металла при сварке проволокой сплошного сечения (а, б) и порошковой проволокой (в, г) при сварке в CO_2 (а, в) и в смеси $\text{Ar} + \text{CO}_2$ (б, г)

Технологическое качество сварных швов.

Формирование качественного с технологической точки зрения сварного шва определяется его геометрией (глубиной и формой проплавления), соответствием проектным размерам, отсутствием повреждений основного металла и полным заполнением стартового и конечного (кратера) участков. Выполнение этих требований существенно облегчается, если рекомендуемая техника сварки не требует дополнительных манипуляций, кроме перемещения горелки по траектории соединения и, тем более, дополнительного регулирования параметров режима сварки, установленного регламентом процесса.

Защитная газовая среда играет существенную роль как в процессе переноса электродного металла в сварочную ванну, так и в технологических характеристиках, определяющих глубину проплавления и форму сварного шва, а также производительность процесса сварки в целом. Широко используемая защита зоны плавления углекислым газом благодаря высокой теплопроводности обеспечивает достаточно большую глубину проплавления и производительность сварочного процесса. Тем не менее, использование такой газовой защиты, обладающей высоким окислительным потенциалом, требует соблюдения техники сварки и параметров режима для обеспечения заданных размеров и формы шва из-за склонности к образованию подрезов основного металла и выпуклости центральной части поверхности шва. Кроме того, изменение параметров режима сварки может приводить как к увеличению потерь металла на разбрызгивание, так и к повышенному угару легирующих элементов из проволоки.

Использование все еще широко распространенного способа сварки проволокой сплошного сечения и порошковой проволокой в среде углекислого газа сопровождается потерей части раскисляющих и легирующих элементов, выделяющихся в атмосферу вместе со сварочным аэрозолем. При использовании проволок сплошного сечения отмечается также значительное влияние параметров режима (особенно скорости выполнения шва) на форму и размеры сварных швов. Использование проволок со шлаковым или металлпорошковым наполнителем позволяет существенно улучшить технологические характеристики за счет влияния образующегося шлакового расплава и специфических характеристик плавления проволоки, обеспечивающих измельчение переносимых капель расплавленного металла оболочки и сердечника проволоки, а также технологических свойств шлака, который обеспечивает защиту поверхности сварочной ванны от окисле-

ния. Тем не менее, в обоих случаях не обеспечивается достижение струйно-капельного переноса электродного металла. Кроме того, использование порошковой проволоки со шлакообразующим наполнителем связано с необходимостью удаления шлаковой корки после каждого сварочного прохода. Достижение характеристик струйно-капельного переноса электродного металла возможно только при использовании проволок малого диаметра при высоких параметрах режима сварки.

Основное влияние на формы переноса электродного металла оказывает тепловая мощность, которая затрачивается на плавление электродной проволоки, непрерывно подаваемой в зону плавления. Величина этой тепловой мощности зависит от полярности сварочного тока, параметров режима сварки, а также от состава используемого защитного газа. Мощность, необходимую для стабильного поддержания сварки, регулируют по принятой скорости подачи проволоки в зону плавления. При малой величине мощности, выделяемой в зоне оплавления проволоки, перенос электродного металла осуществляется каплями расплавленного металла с короткими замыканиями дугового промежутка. При наибольшей мощности — перенос электродного металла принимает форму струйного (перенос металла мелкими капельками без коротких замыканий дугового промежутка). Струйный перенос наиболее стабилен по параметрам плавления и позволяет резко снизить потери электродного металла в результате разбрызгивания.

Для достижения струйного характера переноса электродного металла во всех диапазонах режима сварки в качестве защитного газа используют аргон. При сварке в смеси газов на основе аргона (например, $Ar + CO_2$) начало перехода от капельного к струйному типу переноса происходит, когда дуга с торца проволоки частично переходит на боковые поверхности конца проволоки. При этом внешний вид конца проволоки принимает форму, близкую конусной. При сварке в углекислом газе требуется повышать мощность дуги за счет увеличения напряжения дуги (так как величина сварочного тока связана со скоростью подачи проволоки). Наиболее рациональным процессом в современной технологии сварки проволокой сплошного сечения в среде защитных газов полагают процесс, в котором используются газовые смеси на основе аргона. Наиболее широко применяется газовые смеси типа M21 по ISO 14175 — $Ar +$ от 5 до 25 об. % CO_2 . Добавка CO_2 к аргону позволяет снизить негативное влияние излишне высокого теплового излучения на оператора-сварщика. Использование таких смесей на

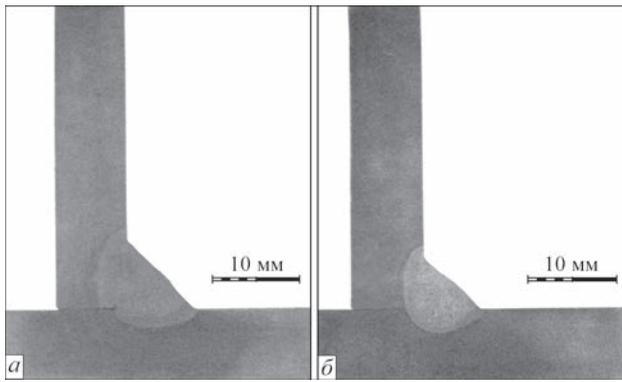


Рис. 2. Сечения однопроходных угловых сварных соединений металла толщиной 8 мм, выполненных проволокой сплошного сечения (а) и порошковой проволокой (б) в атмосфере защитного газа M21 ($\text{Ar} + 18 \text{CO}_2$) в автоматическом режиме основе аргона позволяет существенно улучшить форму проплавления и геометрию поверхности шва, а также минимизировать потери электродного металла на разбрызгивание. На рис. 2 представлены типичные сечения угловых сварных соединений, выполненных проволокой сплошного сечения и порошковой проволокой с металлопорошковым сердечником в углекислом газе и газовой смеси типа M21.

Мировая практика свидетельствует о существенном увеличении объемов применения механизированной сварки в среде газовых смесей, в частности, с применением проволок сплошного сечения и порошковых проволок с металлопорошковым типом сердечника, обеспечивающих струйно-капельный перенос электродного металла в широком диапазоне параметров режима сварки. Такая технология является менее чувствительной к влиянию субъективного фактора и хорошо применима для автоматических процессов сварки с высокой производительностью.

Влияние типа электродной проволоки и состава защитной газовой среды на санитарно-гигиенические характеристики и производительность процесса. Электродугловая сварка плавлением всегда сопровождается выделением сварочного аэрозоля. Оценка общего количества аэрозоля и его состава служат исходными данными для выработки требований по защите органов дыхания сварщиков-операторов и организации работы систем удаления сварочного аэрозоля из рабочей зоны и общецехового пространства. Основное внимание уделяется наличию и количеству наиболее токсичных составляющих. Для случая сварки низколегированных сталей одним из наиболее токсичных считают марганцовистые выделения. Поскольку на объемы выделения сварочного аэрозоля влияют тип материала, состав защитной газовой среды и параметры режима сварки, оценку опасности проводят во всем диа-

пазоне режимов сварки, так как токсическое действие аэрозоля зависит не только от состава и дисперсности частиц, но и степени их агломерации в процессе выделения, ряда других факторов.

Использование проволок сплошного сечения и порошковых проволок при сварке в среде углекислого газа связано с развитием окислительных реакций еще на стадии нагрева и плавления проволоки, что вызывает необходимость учета их потерь для гарантированного достижения необходимого состава металла сварного шва и получения требуемого качества и служебных свойств сварного соединения. Общий уровень валовых выделений в случае использования порошковых проволок со шлакообразующим наполнителем выше, чем при использовании проволок сплошного сечения и порошковых с металлопорошковым наполнителем. Однако наличие шлакового расплава приводит к снижению уровня выгорания элементов-раскислителей и легирующих элементов, что, в итоге, позволяет понизить уровень токсичности аэрозоля.

При сварке в среде смеси газов на основе аргона уровень валовых выделений аэрозоля и его токсичной составляющей существенно ниже. Использование порошковых проволок с металлическим типом сердечника позволяет снизить общий уровень валовых выделений аэрозоля до уровня, характерного для использования проволок сплошного сечения (рис. 3).

Производительность процесса электродугловой сварки, оцениваемая по количеству наплавленного металла (рис. 4), не полностью отражает реальную производительность выполнения сварных швов при изготовлении металлоконструкций, так как не учитывает влияние возможного отклонения размеров швов от проектных, в частности, формы поверхности (усиления), величины возможных потерь на разбрызгивание электродного металла

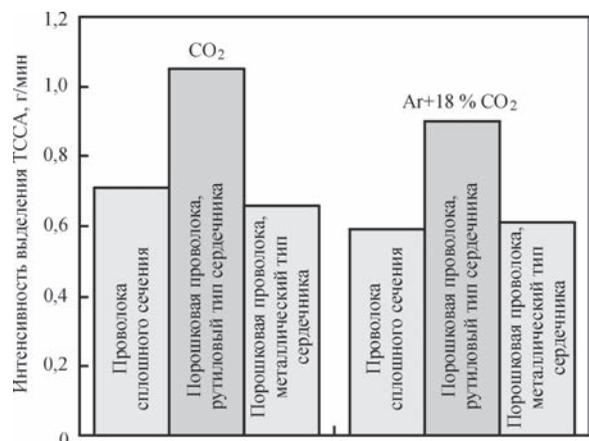


Рис. 3. Типичная интенсивность выделения сварочного аэрозоля при сварке проволокой сплошного сечения и порошковыми проволоками в среде защитного газа

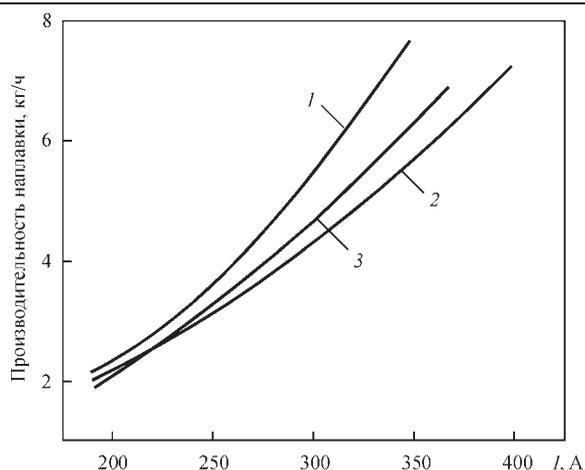


Рис. 4. Типичная производительность наплавки электродными проволоками диаметром 1,2 мм различного типа в атмосфере защитного газа M21 ($\text{Ar} + 18 \text{CO}_2$): 1 — порошковыми проволоками с металлическим типом сердечника; 2 — рутиловым типом; 3 — проволокой сплошного сечения

в реальных условиях. Сравнительными экспериментами установлено, что скорость сварки (время выполнения) швов равного проектного размера повышается на 5 ... 15 % в случае использования сварки в среде смеси газов типа M21 вместо углекислого газа. Это достигается не только за счет снижения потерь на угар и разбрызгивание, но и благодаря более точному соответствию размерам и форме усиления проектным, что отражается на экономических показателях изготовления сварных металлоконструкций. Дополнительные экономические преимущества также могут быть достигнуты при использовании порошковых проволок взамен проволок сплошного сечения за счет уменьшения объема металла сварного шва, например, при выполнении однопроходных угловых соединений (рис. 2).

Заключение

Анализ результатов проведенных экспериментальных исследований по влиянию вида и типа электродной проволоки, защитного газа, может служить обоснованием выбора наиболее рациональных путей улучшения технологического качества сварных соединений, повышения производительности сварочных работ и улучшения санитарно-гигиенических характеристик.

Повышенные затраты на сварочные материалы (порошковые проволоки, газовые смеси аргона с углекислым газом) компенсируются не только повышением производительности сварочного процесса, но и снижением общих затрат на выполнение сварных соединений за счет устранения потерь электродного металла, а также улучшения формы и более полного соответствия размеров и формы швов проектным. Все это позволяет сни-

зить стоимость изготовления сварных металлоконструкций и повысить их качество.

Список литературы

- Adonyi Y., Nadzam J. (2005) Gas metal arc welding. *New Developments in Advanced Welding*. Dr. Nasir Ahmed (Ed.). England, Cambridge: Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies, 1–20.
- Шлепаков В.Н., Котельчук А.С., Наумейко С.М., Билинец А.В. (2005) Влияние состава сердечника порошковой проволоки и защитного газа на стабильность процесса дуговой сварки. *Автоматическая сварка*, 6, 18–22.
- Потапьевский А.Г. (2007) *Сварка в защитных газах плавящимся электродом*. Ч. 1. Сварка в активных газах. Изд. 2-е, перераб. Киев, ЭкоТехнология.
- Widgery D. (2005) Tubular cored wire welding. *New developments in advanced welding*. Dr. Nasir Ahmed (Ed.). England, Cambridge: Woodhead Publishing Limited, pp. 21–39.
- Millar D. (2014) Modern seamless gas shielded flux cored arc welding and gas shielded metal cored arc welding wires for high productivity. *Welding and Cutting*, 12, 2, 86–90.
- Vaidya V.V. (2002) Shielding Gas Mixtures for Semiautomatic Welds Shielding gas blends are designed to enhance semiautomatic welding on a variety of ferrous and nonferrous metals. *Welding Journal*, 9, 43–48.
- Шлепаков В.Н. (2011) Современные электродные материалы и способы электродуговой сварки плавлением (Обзор). *Автоматическая сварка*, 10, 31–35.
- Brown K.J. (2000) Fume composition related to welding processes and consumables. *Welding in the World*, 44, 1, 39–40.
- Pohmann G., Holzinger C., Spiegel-Ciobanu V.E. (2013) Comparative investigations in order to characterise ultrafine particles in fumes in the case of welding and allied processes. *Welding and Cutting*, 12, 2, 97–105.
- Походня И.К., Шлепаков В.Н., Супрун С.А. и др. (1983) *Методика первичной санитарно-гигиенической оценки порошковых проволок*. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона.
- (2011) ДСТУ EN ISO 14341:2010 *Зварювальні матеріали. Дротяні електроди і наплавлення для дугового зварювання нелегованих і дрібнозернистих сталей у захисному газі*.
- (2015) ДСТУ EN ISO 17632:2015 (EN ISO 17632:2008, IDT; ISO 17632:2004, IDT) *Матеріали зварювальні. Дріт порошковий для дугового зварювання нелегованих і дрібнозернистих сталей у захисному газі і без захисного газу. Класифікація*. ISO 17632:2008 (En).
- (2005) ДСТУ EN ISO 18276:2015 (EN ISO 18276:2006, IDT; ISO 18276:2006, IDT) *Матеріали зварювальні. Дріт порошковий для зварювання високоміцних сталей в захисних газах*.
- (2010) ДСТУ EN ISO 14175:2014 (EN ISO 14175:2008, IDT) *Матеріали зварювальні. Захисні гази для дугового зварювання та різання*. EN ISO 14175:2008 (En).

References

- Adonyi, Y., Nadzam, J. (2005) Gas metal arc welding. *New developments in advanced welding*. Ed. by Nasir Ahmed. England, Cambridge: Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies, 1–20.
- Shlepakov, V.N., Kotelchuk, A.S., Naumejko, S.M. et al. (2005) Influence of the composition of flux-cored wire core and shielding gas on the stability of arc welding process. *The Paton Welding J.*, 6, 16–20.
- Potapievsy, A.G. (2007) *Consumable electrode shielded-gas welding*. Pt 1: Welding in active gases. 2nd ed. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
- Widgery, D. (2005) *Tubular cored wire welding. New developments in advanced welding*. Ed. by Nasir Ahmed. England, Cambridge: Woodhead Publishing Ltd., 21–39.
- Millar, D. (2014) Modern seamless gas shielded flux cored arc welding and gas shielded metal cored arc welding wires for high productivity. *Welding and Cutting*, 12(2), 86–90.

6. Vaidya, V.V. (2002) Shielding gas mixtures for semiautomatic welds shielding gas blends are designed to enhance semiautomatic welding on a variety of ferrous and nonferrous metals. *Welding J.*, **9**, 43-48.
7. Shlepakov, V.N. (2011) Current consumables and methods of fusion arc welding (Review). *The Paton Welding J.*, **0**, 26-29.
8. Brown, K.J. (2000) Fume composition related to welding processes and consumables. *Welding in the World*, **44(1)**, 39-40.
9. Pohmann, G., Holzinger, C., Spiegel-Cionabu, V.E. (2013) Comparative investigations in order to characterise ultrafine particles in fumes in the case of welding and allied processes. *Welding and Cutting*, **12(2)**, 97-105.
10. Pokhodnya, I.K., Shlepakov, V.N., Suprun, S.A. et al. (1983) *Procedure of primary sanitary and hygienic evaluation of flux-cored wires*. Kiev, PWI [in Russian].
11. (2011) DSTU EN ISO 14341:2010: *Welding consumables. Wire electrodes and deposits for gas shielded metal arc welding of non-alloy and fine grain steels*. Classification. German version EN ISO 14341:2011 [in Ukrainian].
12. (2015) DSTU EN ISO 17632:2015 (EN ISO 17632:2008, IDT; ISO 17632:2004, IDT): *Welding consumables. Tubular cored electrode for gas shielded and non-gas shielded metal arc welding of non-alloy and fine grain steels*. Classification. ISO Office, Switzerland [in Ukrainian].
13. (2005) DSTU EN ISO 18276: 2015 (EN ISO 18276:2006, IDT; ISO 18276:2006, IDT): *Welding consumables. Tubular cored electrodes for gas shielded and non-gas shielded metal arc welding of high-strength steels*. Classification. ISO Office, Switzerland [in Ukrainian].
14. (2010) DSTU EN ISO 14175:2014 (EN ISO 14175:2008, IDT): *Welding consumables. Shielding gases for arc welding and cutting*. ISO Office, Switzerland [in Ukrainian].

ПОЛІПШЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ТА САНІТАРНО-ГІГІЄНИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕСУ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ В СЕРЕДОВИЩІ ЗАХИСНОГО ГАЗУ

В.М. Шлепаков, О.С. Котельчук

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Розглянуто вплив виду та типу електродного дроту і характеристик його плавлення, а також складу захисного газу на зварювально-технологічні властивості і технологічну якість зварних швів з'єднань з низьколегованих сталей звичайної та підвищеної міцності. Відзначено шляхи і засоби досягнення стабільно високої технологічної якості швів, підвищення продуктивності процесу і зниження рівня валових виділень зварювального аерозолу. Бібліогр. 14, рис. 4.

Ключові слова: механізоване дугове зварювання, низьколеговані сталі, електродний дріт, зварювально-технологічні властивості, якість швів, продуктивність, зварювальні аерозоли

IMPROVEMENT OF TECHNOLOGICAL AND SANITARY-HYGIENIC CHARACTERISTICS OF ARC WELDING PROCESS IN SHIELDING GAS ENVIRONMENT

V.N. Shlepakov, A.S. Kotelchuk

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The influence of kind and type of electrode wire, characteristics of its melting, as well as composition of shielding gas on welding and technological properties and technological quality of welds of joints of low-alloyed steels of increased and high strength is considered. The ways and means of achieving a consistently high technological quality of welds, increasing the efficiency of the process and reducing the level of gross evolutions of welding aerosol are noted. 14 Ref., 4 Fig.

Key words: mechanized arc welding, low-alloyed steels, electrode wire, welding and technological properties, weld quality, efficiency, welding aerosols

Поступила в редакцію 12.04.2019

Всеукраїнська конференція

ПРОБЛЕМИ ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНИХ ТЕХНОЛОГІЙ

Присвячується 60-річчю кафедри зварювального виробництва НУК

17–19 вересня 2019 р.

Миколаїв, Коблеве

Тематичні напрямки роботи конференції:

- Технології, матеріали та устаткування зварювання плавленням
- Нові конструкційні матеріали та покриття
- Зварювання у твердому стані
- Міцність зварних та спаяних з'єднань
- Паяння та споріднені процеси
- Комп'ютерне моделювання та експериментальні дослідження напружено-деформованого стану зварних і спаяних з'єднань
- Інженерія поверхні

Оргкомітет:

Національний університет кораблебудування ім. адмірала Макарова
Вчений секретар оргкомітету – Костін Олександр Михайлович
тел. +38(050) 982-97-67; E-mail: kcostin.weld@gmail.com

ПРИСАДОЧНАЯ ПОРОШКОВАЯ ПРОВОЛОКА ДЛЯ TIG СВАРКИ И НАПЛАВКИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT22

С.В. Ахонин, С.Л. Шваб

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрен подход к выбору присадочного материала для аргонодуговой сварки неплавящимся электродом (способ TIG) титанового сплава VT22. Показано, что металл шва, полученный с применением опытной порошковой проволоки ППТ-22, является представителем переходного класса титановых сплавов, к которым относится сплав VT22 (коэффициент β -стабилизации такого металла равен 1). Данная проволока может использоваться для аргонодуговой сварки высокопрочного титанового сплава VT22. Механические свойства таких сварных соединений после термической обработки достигают уровня показателей основного металла. Применение проволоки ППТ-22 при восстановительной аргонодуговой наплавке деталей из сплава VT22 обеспечивает их высокие эксплуатационные характеристики. Библиогр. 15, табл. 4, рис. 5.

Ключевые слова: титановый сплав VT22, порошковая проволока, TIG сварка, восстановительная наплавка

Механические характеристики сварных соединений высокопрочных сплавов титана, в частности сплава VT22, значительно ниже, чем у основного металла, поэтому для компенсации низкой прочности и пластичности металла шва применяют конструктивное утолщение металла в зоне сварки. Это в свою очередь приводит к значительному увеличению материалоемкости и стоимости сварных изделий. Поэтому получение равнопрочного сварного соединения является актуальной задачей.

В связи с характером воздействия на титан различных легирующих элементов промышленные сплавы по типу структуры подразделяются на следующие группы: α -сплавы, псевдо- α -сплавы (сплавы на основе α -фазы с небольшим количеством β -фазы), $(\alpha+\beta)$ -сплавы, псевдо- β -сплавы (сплавы на основе β -фазы с небольшим количеством α -фазы) и β -сплавы. Авторы работ [1, 2] выделяют также сплавы переходного класса, которые по структуре и протекающим в них превращениям занимают промежуточное положение между $(\alpha+\beta)$ - и псевдо- β -сплавами, к которым и относится сплав VT22 (табл. 1).

Для титановых сплавов было [1, 2] введено понятие о коэффициенте β -стабилизации K_β . Этот коэффициент представляет собой сумму отношений концентрации каждого β -стабилизатора в сплаве к его второй критической концентрации в двойном сплаве титана с этим элементом [3].

При описании многокомпонентных титановых сплавов принимается, что действие всех β -стабилизаторов можно выразить суммарным эквивалентным содержанием молибдена $[Mo]_{\text{ЭКВ}}$. На основании данных [4–6] авторы работы [3] выразили следующее соотношение для оценки эквивалента титановых сплавов по молибдену, мас. %:

$$[Mo]_{\text{ЭКВ}} = Mo + Ta/4 + Nb/3,3 + W/2 + V/1,4 + Cr/0,6 + Ni/0,8 + Mn/0,6 + Fe/0,4, \quad (1)$$

а коэффициент β -стабилизации определяется по формуле:

$$K_\beta = [Mo]_{\text{ЭКВ}}/C_{\text{крMo}} = [Mo]_{\text{ЭКВ}}/11, \quad (2)$$

где $C_{\text{крMo}}$ — критическая концентрация Mo в двойном сплаве титана с ним и равна 11 %.

По типу структуры (коэффициенту β -стабилизации) титановые сплавы распределяются в последовательности, представленной в табл. 2 [1, 7, 8].

На сегодняшний день существует ряд проволок на основе титана, которые выпускаются промышленностью. Проволоки сплошного сечения на основе титана с пределом прочности больше 800 МПа (табл. 3) не обеспечивают достаточный комплекс механических свойств при сварке титанового сплава VT22. Швы, полученные при TIG сварке с применением проволоки СПТ-2, не обеспечивают прочность сварного шва выше 800 МПа и поэтому

Таблица 1. Химический состав титанового сплава VT22, мас. % (ГОСТ 19807-91)

Ti	Al	V	Mo	Fe	Cr	[O]	[H]	[N]
Основа	4,4...5,7	4,0...5,5	4,0...5,5	0,5...1,5	0,5...2,0	не более 0,18	не более 0,015	не более 0,05

Таблица 2. Значения коэффициента β -стабилизации для титановых сплавов

Классификационный параметр	Класс титанового сплава					
	α	псевдо- α	$(\alpha+\beta)$	переходной	псевдо- β	β
K_β	0	<0,25	0,3...0,9	1,0...1,4	1,5...2,4	2,5...3,0

Таблица 3. Химический состав и механические свойства проволок на основе титана с пределом прочности выше 800 МПа (ГОСТ 27265-87)

Марка проволоки	Содержание легирующих элементов, мас. %				Механические свойства	
	Al	Mo	V	Zr	σ_b , МПа	δ , % (не менее)
BT6св	3,5...4,5	-	2,5...3,5	-	665...865	12
СПТ-2	3,5...4,5	-	2,5...3,5	1,0...2,0	645...845	13
BT20-2св	3,5...4,5	0,5...1,5	0,5...1,5	1,0...2,0	635...835	10
СП15*	3,0...5,5	2,0...3,5	2,0...3,5	1,0...2,0	Не менее 735	10

*Доля ниобия в этом сплаве составляет 2,5...4,4 мас. %.

она не может быть использована в качестве присадочного материала для сварки сплавов с пределом прочности выше 800 МПа. Наиболее близкой по химическому составу и механическим свойствам по отношению к сплаву BT22 является проволока СП15. Однако использование этой проволоки в качестве присадочного материала не обеспечивает равнопрочность сварных соединений из титанового сплава BT22.

Исследования качества проволоки из сплава BT22 сплошного сечения позволили сделать выводы о нецелесообразности ее использования при сварке и наплавке ввиду большого количества дефектов как на ее поверхности, так и внутри самого металла, что в результате приводит к загрязнению металла сварного шва [9].

Для решения проблемы сварки высокопрочных титановых сплавов в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины предложен присадочный материал на основе титанового сплава системы Ti–Al–V–Mo–Nb–Zr [10]. Данное изобретение представляет собой порошковую проволоку, содержащую металлическую составляющую и флюсовую, которая содержит фториды щелочноземельных и редкоземельных элементов, взятых в соотношении 2:1 в количестве 6...18 мас. %, а оболочка проволоки выполнена из титана.

Предложенный авторами патента [10] сплав (табл. 4) находится в диапазоне химического состава промышленно выпускаемого сплава СП15 и отличается по степени легирования от сплава BT22. В связи с этим при разработке порошковой проволоки для TIG сварки титанового спла-

ва BT22 в качестве металлической составляющей сердечника проволоки был использован сплав BT22.

Для определения степени легирования металла шва порошковой проволокой предложена следующая расчетная формула:

$$C_{\text{шов}} = K_1 C_{\text{пров}} + K_2 C_{\text{BT22}}, \quad (3)$$

где K_1, K_2 — коэффициенты доли легирующих элементов в проволоке и сплаве BT22 соответственно; $C_{\text{пров}}$ — концентрация легирующих элементов в проволоке; C_{BT22} — концентрация легирующих элементов в сплаве BT22 (среднее значение).

При определении коэффициентов K_1 и K_2 использовали макрошлиф сварного соединения сплава BT22 толщиной 8 мм, на котором определяли площадь поперечного сечения металла шва и металла в разделке (рис. 1). Исходя из соотношения площади поперечного сечения шва к площади металла, полученного проволокой, коэффициенты K_1 и K_2 равны значениям 0,3 и 0,7 соответственно.

Для проволоки диаметром 3,0 мм с коэффициентом заполнения 64 % (при этом доля флюсовой составляющей по отношению к металлической — 7 %), оболочка из чистого титана составляет 36 % по отношению к проволоке. При таких же параметрах проволоки количество чистого титана в металлической составляющей сплава BT22 — 48 %, чистого титана в объеме проволоки — 83 % и легирующих элементов в проволоке — 10 %. Исходя из соотношения общего количества легирующих элементов в сплаве BT22 к общему количеству легирующих элементов в проволоке, расчетным методом определено количество каждого легирующего элемента в проволоке с учетом оболочки из чистого титана. Полученные данные количества каждого легирующего элемента позволили определить их концентрацию в сварном шве (табл. 4), а также рассчитать молибденовый эквивалент ($[Mo]_{\text{эkv}} = 11,1$). Металл шва сварного соединения из титанового сплава BT22 с использованием присадочной порошковой проволоки, в состав которой входит металлическая составляющая из сплава BT22, имеет коэффициент β -стабилизации равный 1, что относит такой металл к сплавам переходного класса, каким является титановый сплав BT22.

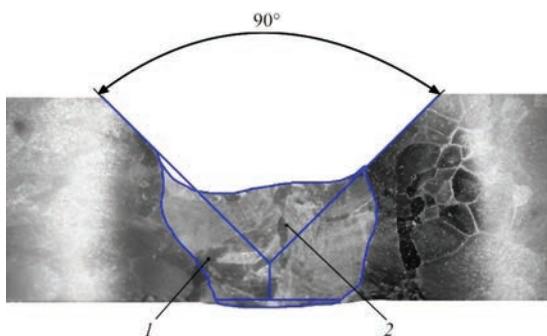


Рис. 1. Макрошлиф соединения из сплава BT22 (после первого прохода), выполненного опытной порошковой проволокой: 1 — металл шва, 2 — металл в разделке

Таблица 4. Расчетное содержание легирующих элементов, мас. %

Элемент	$C_{\text{пров}}$	$C_{\text{ВТ22}}^*$	$C_{\text{шов}}$
Al	3,2	5,1	4,5
Mo	2,9	4,8	4,2
V	2,8	4,8	4,2
Fe	0,4	1,0	0,8
Cr	0,6	1,3	1,1

* — среднее значение по ГОСТ 19807–91.

Подобный расчет был проделан и для проволоки, предложенной авторами патента [10], т. е. с металлической составляющей, соответствующей химическому составу из сплава СП15, однако в этом случае $K_{\beta} = 0,9$, что относит такой металл к классу $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов.

Сварные соединения из высокопрочных титановых сплавов в обязательном порядке должны подвергаться термической обработке для повышения их механических свойств. Поскольку металл шва и основной металл в соединении с применением порошковой проволоки с шихтой из сплава СП15 являются представителями разного класса, то необходимо применять разные режимы термической обработки для металла шва и основного металла, что на практике осуществить практически невозможно. Поэтому целесообразно в порошковой проволоке в качестве металлической составляющей использовать гранулы из сплава того же химического состава, что и сплав, который подвергается сварке, т. е. ВТ22.

Повышенное скольжение сферических гранул по длине проволоки приводит к их высыпанию и разбрызгиванию во время сварки. Это в свою очередь оказывает существенное влияние на процесс горения дуги, формирование сварного шва и его химический состав. Как показали исследования, при использовании проволоки с гранулами сферической формы количество легирующих элементов в металле шва уменьшается в 2–3 раза. Сферическая поверхность гранул также обладает пониженной адгезией к вводимому в сердечник флюсу.

С целью изменения формы гранул был разработан комплекс устройств. Для оценки качества порошковой проволоки исследовали степень деформации гранул, которую определяли методом измерения величины природного угла откоса (β) (рис. 2). Для этого бункер предварительно опускали до соприкосновения с плоскостью и в него засыпали смесь. Потом бункер поднимали с постоянной скоростью (10 м/ч), а смесь, которая высыпалась, образовывала конус.

На определенных режимах была достигнута такая форма гранул ($\beta = 30^\circ$), при которой они не вы-

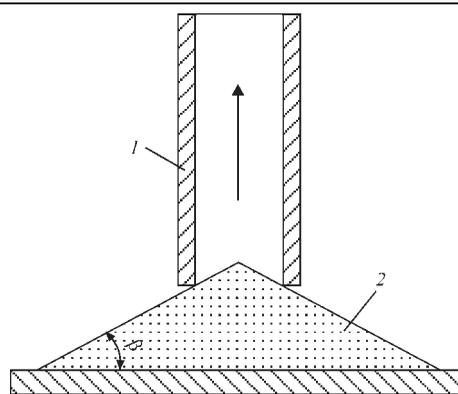


Рис. 2. Схема определения природного угла откоса: 1 — полый цилиндр; 2 — сыпучая смесь

сыпались из сформированной трубки (при использовании гранул сферической формы, где $\beta = 20^\circ$).

Опытным путем определена флюсовая составляющая проволоки, которая представлена трехкомпонентной системой $\text{CaF}_2\text{--SrF}_2\text{--BaF}_2$. Для получения механических свойств металла шва, близких к основному металлу, необходимо, чтобы было максимальное количество металлической составляющей в шихте порошковой проволоки и минимальное количество флюсовой компоненты. Экспериментальным путем установлено, что использование флюса в количестве 7 % предупреждает образование пор в сварном шве, а шлак, образованный после сварки, хорошо скалывается.

В качестве оболочки порошковой проволоки применяли ленту из титанового сплава ВТ1-00. Формирование порошковой проволоки и ее перетяжку до нужного диаметра осуществляли на специальном волочильном станке [11], предназначенном для производства титановых порошковых проволок (рис. 3).

По результатам экспериментов изготовлена опытная порошковая проволока ППТ-22 с шихтой оптимизированного состава. Проведенные замеры по всей длине изготовленной проволоки показали постоянство коэффициента заполнения равного $0,61 \pm 0,03$ при диаметре проволоки 3,0 мм.

Опытная наплавка с применением полученной проволоки показала стабильное протекание процесса сварки (без высыпания нерасплавленных гранул), что свидетельствовало о достаточном уплотнении шихты и равномерном ее распределении по длине проволоки.

Применение проволоки ППТ-22 в качестве присадочного материала при аргонодуговой сварке магнитоуправляемой дугой титанового сплава ВТ22 позволило получить сварные соединения толщиной 8 мм (после термической обработки) с показателями прочности (σ_b) и ударной вязкости (KCV) сварного соединения на уровне 1120 МПа и $14,5 \text{ Дж/см}^2$ соответственно. Данные механиче-

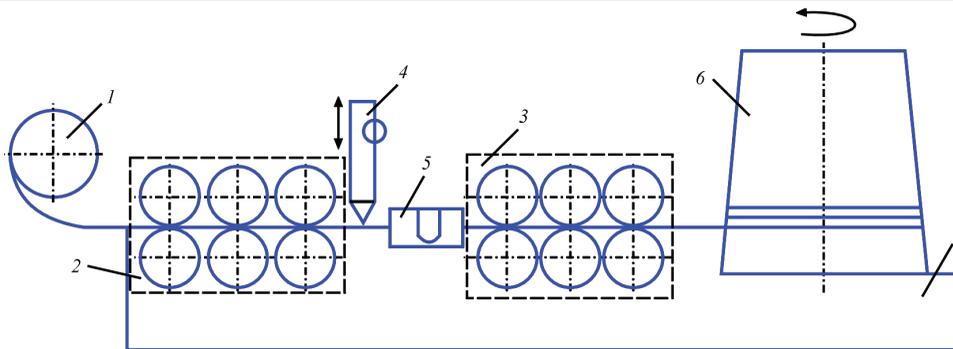


Рис. 3. Схема волоочильного станка: 1 — кассета; 2 — роликовые клетки формирования U-образного профиля; 3 — роликовые клетки закрытия трубчатого профиля и первичного уплотнения шихты; 4 — дозатор; 5 — U-образная планка; 6 — барабан; 7 — станина



Рис. 4. Результаты испытаний наплавочных соединений на усталостную прочность

ских свойств близки к показателям основного металла ($\sigma_b = 1067$ МПа, $KCV = 14,5$ Дж/см²) [12].

Проволока ППТ-22 была также использована в качестве присадочного материала при аргонодуговой восстановительной наплавке деталей из титанового сплава ВТ22 [13].

После наплавки и локальной термической обработки были проведены испытания на усталостную прочность. Результаты испытаний показали [14], что при использовании порошковой проволоки ППТ-22 наплавочные соединения выдержали полный цикл испытаний по заданным программам и разрушение после добавочных циклов произошло по месту захвата (рис. 4).

Результаты испытаний наплавочных соединений на износостойкость в условиях фреттинг-коррозии [15] показали также положительные результаты. Итак, линейный износ наплавов, полученных с помощью проволоки ППТ-22, почти в два раза меньше, чем у основного металла ВТ22 (рис. 5).

Таким образом, в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины разработана титановая присадочная порошковая проволока ППТ-22, которая состоит из металлической (гранулы ВТ22) и флюсовой (фториды щелочноземельных элементов) составляющих, с использованием которой достигается равнопрочность сварных соединений из сплава ВТ22 при аргонодуговой сварке и последующей термо-

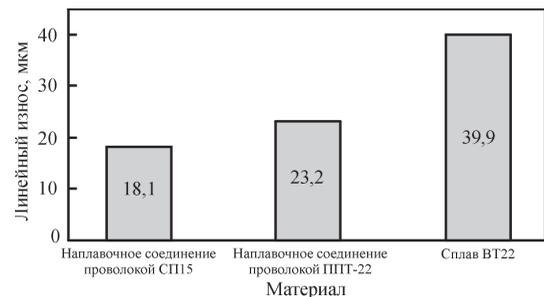


Рис. 5. Результаты испытаний наплавочных соединений на износостойкость

обработке. Также является целесообразным применение данной проволоки при восстановительной наплавке деталей из сплава ВТ22.

Список литературы

1. Моисеев В.Н. (2001) *Машиностроение. Энциклопедия. Т. II-3. Цветные металлы и сплавы*. Фридландер И.Н. (ред.). Раздел 2. Титан и титановые сплавы. Москва.
2. Белов С.П., Брун М.Я., Глазунов С.Г. (1992) *Металловедение титана и его сплавов*. Глазунов С.Г., Колачев Б.А. (ред.). Москва, Металлургия
3. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Москва, ВИЛС-МАТИ.
4. Чечулин Б.Б., Ушков С.С., Разуваева И.Н., Гольдфайн В.Н. (1977) *Титановые сплавы в машиностроении*. Ленинград, Машиностроение.
5. Колачев Б.А., Полькин И.С., Талалаев В. Д. (2000) *Титановые сплавы разных стран*. Москва, ВИЛС.
6. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. (2005) *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*. Москва, МИСИС.
7. Борисова Е.А., Бочвар Г.А., Брун М.Я. (1980) *Металлография титановых сплавов*. Москва, Металлургия.
8. Хорев А.И., Белов С.П., Глазунов С.Г. (1992) *Металловедение титана и его сплавов*. Москва, Металлургия.
9. Прилуцкий В.П., Шваб С.Л., Ахонин С.В. и др. (2014) Сравнительные свойства присадочных материалов для наплавки на титановый сплав ВТ22. *Сб. тр. междунар. конф. «Титан-2014 в СНГ», май 2014 г., г. Нижний Новгород*, сс. 109–114.
10. Прилуцкий В.П., Замков В.М., Радкевич И.А., Никифоров Г.А. (1998) *Присадочный материал на основе титанового сплава*. Украина, Пат. 25333, А В23К 35/36.
11. Прилуцкий В.П., Замков В.Н., Гуревич С.М. (1975) Аргонодуговая сварка титановых сплавов с применением присадочной порошковой проволоки. *Автоматическая сварка*, 7, 41–44.
12. Prilutsky V.P., Akhonin S.V., Schwab S.L., Petrychenko I.K. (2018) Effect of Heat Treatment on the Structure and Prop-

- rties of Titanium Alloy VT22 Welded Joints Produced by TIG-Welding with Flux-Cored Wire. *Materials Science Forum*, **9**, pp. 119–125.
13. Прилуцкий В.П., Ахонин С.В., Шваб С.Л. и др. (2017) Восстановительная наплавка деталей из титанового сплава VT22. *Автоматическая сварка*, **1**, 39–47.
 14. Антонюк С. Л., Аболихина Е. В., Баранников А. М. и др. (2010) Усталостные характеристики титанового сплава VT22 с аргонодуговой наплавкой и последующей скоростной термообработкой. *Сб. тр. междунар. конф. «Титан-2010 в СНГ», май 2010 г., г. Екатеринбург*, сс. 206–211.
 15. Ивасишин О.М., Марковский П.Е., Моляр А.Г., Антонюк С.Л. (2009) Применение локальной индукционной термообработки для ремонта изделий из сплава VT22. *Сб. тр. междунар. конф. «Титан-2009 в СНГ», май 2009 г., г. Одесса*, сс. 413–421.
 6. Kolachev, B.A., Elagin, V.I., Livanov, V.A. (2005) *Metallurgy and heat treatment of nonferrous metals and alloys*. Moscow, MISIS [in Russian].
 7. Borisova, E.A., Bochvar, G.A., Brun, M.Ya. (1980) *Metallography of titanium alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 8. Khorev, A.I., Belov, S.P., Glazunov, S.G. (1992) *Metallurgy of titanium and its alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 9. Prilutsky, V.P., Shvab, S.L., Akhonin, S.V. et al. (2014) Comparative properties of filler materials for surfacing on titanium alloy VT22. *In: Proc. of Int. Conf. on Titanium 2014 in CIS (Russia, Nizhny Novgorod, May 2014)*, 109–114.
 10. Prilutsky, V.P., Zamkov, V.M., Radkevich, I.A., Nikiforov, G.A. (1998) *Filler material based on titanium alloy*. Ukraine, Pat. 25333, Int. Cl. A B23K 35/36 [in Ukrainian].
 11. Prilutsky, V.P., Zamkov, V.N., Gurevich, S.M. (1975) Argon-arc welding of titanium alloys with application of filler flux-cored wire. *Avtomatich. Svarka*, **7**, 41–44 [in Russian].
 12. Prilutsky, V.P., Akhonin, S.V., Schwab, S.L., Petrychenko, I.K. (2018) Effect of heat treatment on the structure and properties of titanium alloy VT22 welded joints produced by TIG-welding with flux-cored wire. *Mat. Sci. Forum*, **92**, 119–125.
 13. Prilutsky, V.P., Akhonin, S.V., Schwab, S.L. et al. (2017) Restoration surfacing of parts of titanium alloy VT22. *The Paton Welding J.*, **1**, 32–35.
 14. Antonyuk, S.L., Abolikhina, E.V., Barannikov, A.M. et al. (2010) Fatigue characteristics of titanium alloy VT22 with argon-arc surfacing and subsequent high-speed heat treatment. *In: Proc. of Int. Conf. on Titanium-2010 in CIS (Russia, Ekaterinburg, May 2010)*, 206–211.
 15. Ivasishin, O.M., Markovsky, P.E., Molyar, A.G., Antonyuk S.L. (2009) Application of local induction heat treatment for repair of products from VT22 alloy. *In: Proc. of Int. Conf. on Titanium-2009 in CIS (Ukraine, Odessa, May 2009)*, 413–421.

References

ПРИСАДНИЙ ПОРОШКОВИЙ ДРІТ ДЛЯ TIG ЗВАРЮВАННЯ ТА НАПЛАВЛЕННЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT22

С.В. Ахонін, С.Л. Шваб

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Розглянуто підхід до вибору присадного матеріалу для аргонодугового зварювання неплавким електродом (спосіб TIG) титанового сплаву VT22. Показано, що метал шва, отриманий із застосуванням дослідного порошкового дроту ППТ-22, є представником перехідного класу титанових сплавів, до яких відноситься сплав VT22 (коефіцієнт β-стабілізації такого металу дорівнює 1). Даний дріт може використовуватися для аргонодугового зварювання високоміцного титанового сплаву VT22. Механічні властивості таких зварних з'єднань після термічної обробки досягають рівня показників основного металу. Застосування дроту ППТ-22 при відновлювальному аргонодуговому наплавленні деталей зі сплаву VT22 забезпечує їх високі експлуатаційні характеристики. Бібліогр. 15, табл. 4, рис. 5.

Ключові слова: титановий сплав VT22, порошковий дріт, TIG зварювання, відновлювальне наплавлення

FILLER FLUX-CORED WIRE FOR TIG WELDING AND SURFACING OF TITANIUM ALLOY VT22

S.V. Akhonin, S.L. Shvab

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper considers an approach for selection of filler material in TIG welding of titanium alloy VT22. It is shown that weld metal obtained using pilot flux-cored wire PPT-22 is a representative of transient class of titanium alloys, to which VT22 alloy is referred to (coefficient of β-stabilizing of such metal equals 1). This wire can be used for argon-arc welding of high-strength titanium alloys VT22. Mechanical properties of such welded joints after heat treatment reach the level of base metal indices. Application of PPT-22 wire in restoration argon-arc surfacing of VT22 alloy parts provides their high service characteristics. 15 Ref., 4 Tabl., 5 Fig.

Keywords: titanium alloy VT22, flux-cored wire, TIG welding, restoration surfacing

Поступила в редакцію 18.04.2019

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ТВЕРДОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННЫХ ПОРОШКОВЫМИ ЛЕНТАМИ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

А.П. Ворончук, А.П. Жудра, А.В. Петров, В.О. Кочура

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе представлена методика и результаты исследований горячей твердости наплавленных высокохромистых чугунов с различной степенью легирования типа 450X30M, 500X22B7, 500X22B7M7B2Ф, 300X25C3H2Г2, а также никель-карбидохромового сплава 500X40H40C2ГРЦ. Установлено, что горячая твердость наплавленного металла в значительной степени зависит от наличия и типов карбидов в структуре металла. Для относительно низколегированных высокохромистых чугунов твердость падает с ростом температуры и возрастает при содержании хрома до 30 % и углерода до 5 %. Сплавы, легированные хромом, ниобием, молибденом, вольфрамом и ванадием, сохраняют высокую твердость до температуры 650 °С. Для указанных сплавов важен ниобий, который выполняет роль модификатора, замедляя рост первичных карбидов хрома и образуя твердый кубический карбид ниобия. Высокую твердость до температуры 650 °С сохраняет никель-карбидохромовый сплав вследствие наличия высокой концентрации высших карбидов хрома в матрице на никелевой основе. Износостойкость наплавленных сплавов с ростом температуры падает в соответствии с падением твердости наплавленного металла. Библиогр. 12, табл. 3, рис. 3.

Ключевые слова: горячая твердость, порошковые ленты, наплавка, высокохромистые чугуны, никель-карбидохромовый сплав, износостойкость

Значительный объем деталей доменного, металлургического, энергетического и других видов оборудования работают в условиях абразивного и газоабразивного видов изнашивания при повышенных температурах. Увеличение работоспособности таких деталей достигается за счет их упрочнения наплавкой различными сплавами, обладающими высокой износостойкостью в экстремальных условиях. Среди таких сплавов ведущее место занимают высокохромистые чугуны с содержанием углерода до 5 % и хрома от 10 до 30 %. У ряда зарубежных фирм по рекламной информации имеется тенденция модификации таких сплавов за счет дополнительного легирования и увеличения содержания углерода до 6 %. Это сплавы типа «сормайт» 300X25C3H2Г2, а также типа 350X10M, 350X10Г3, 500X30M, 500X30Г2 и многие другие. При этом следует учитывать тот фактор, что с увеличением степени легирования и ростом содержания углерода свыше 5 % возникают проблемы получения наплавленных слоев больших толщин. Это связано с опасностью образования сколов наплавленного металла при наплавке более чем в два слоя [1–3].

Одним из важных факторов успешной работоспособности таких сплавов является сохранение высокой твердости при повышенных температурах. Важное значение имеют исследования взаимосвязи горячей твердости металла и системой его легирования. Правильный выбор легирующих компонентов может в значительной степени влиять на твердость наплавленного металла при повышенных температурах и в конечном счете, на

его износостойкость в реальных условиях. Ниже приведены результаты исследования горячей твердости наплавленных сплавов с различной степенью и системой легирования.

Для исследования твердости при высоких температурах были выбраны сплавы для наплавки типа высокохромистых чугунов с различной степенью легирования, которые широко применяются для упрочнения деталей, работающих в условиях абразивного и газоабразивного видов изнашивания при обычных и повышенных температурах: 300X25C3H2Г2, 450X30M, 500X22B7, 500X22B7M7B2Ф.

Также представляет интерес исследование твердости при высоких температурах никель-карбидохромового сплава 500X40H40C2ГРЦ, который традиционно получил распространение для упрочнения деталей, работающих в условиях газоабразивного изнашивания при повышенных температурах.

Исследование горячей твердости указанных сплавов проводили совместно с Институтом проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины на установке УВТ-2 [4], которая предназначена для определения твердости материалов в интервале температур 300...3300 К в вакууме или среде защитных газов [4, 5].

Сочетание инертной среды и вакуума позволяют измерить твердость материалов различных классов: чистых металлов, сплавов и композиционных материалов.

Прибор для измерения твердости является основной частью установки УВТ-2. Прибор представляет собой стальную разъемную вакуумную камеру с охлаждаемыми стенками. В камере прибора смонтированы основные узлы: система нагрева, система индентора, устройство нагружения образца и т. д.

Для определения твердости материалов в широком диапазоне температур используется метод статического вдавливания индентора в виде правильной четырехгранной пирамиды с углом 136° между противоположными гранями [5, 6].

Значение твердости по методу статического вдавливания пирамидального индентора определяется как среднее давление на площади отпечатка. С учетом выпучивания оно приобретает смысл среднего контактного давления:

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{2P \sin \gamma}{b^2} = 1,8544 \frac{P}{b^2}, \text{ МПа,}$$

где P — нагрузка на образец, передаваемая через пирамидальный индентор; F — площадь поверхности пирамидального отпечатка, мм^2 ; 2γ — угол между противоположными гранями пирамиды; b — среднее арифметическое длин двух диагоналей отпечатка, мм .

Отпечатки при вдавливании пирамиды получаются геометрически подобными, поэтому при измерении твердости этим способом соблюдается условие механического подобия и результаты испытаний не зависят от величины нагрузки P .

Нагрузка на образец, передаваемая через пирамиду, принята равной 9,81 Н. Испытания осуществляли в вакууме при давлении не больше 0,7 МПа.

Значения твердости сплавов получены в диапазоне температур 290...1200 К с интервалом 50...100 К для скорости деформации материала образца под индентором 10^{-3} с^{-1} , которую определяли по методике [4]. Скорость нагрева составляла 20...40 К/мин.

Перед нанесением отпечатка образец и индентор помещали на расстояние 1...2 мм один от другого и нагревали до одинаковой температуры излучением от ленточного вольфрамового нагревателя.

Время выдержки образца при заданной температуре перед нанесением первого отпечатка составляло не менее:

- 10 мин в интервале температур от 293 до 670 К;
- 6 мин в интервале температур от 670 до 1070 К.

Продолжительность выдержки под нагрузкой была равной 60 с. Предельная температура испытания зависит от материала наконечника.

В качестве наконечника индентора для измерений твердости применен монокристалл синтетического корунда Al_2O_3 (лейкосапфир), кото-

рый хорошо работает до температуры 2033 К. Для испытаний твердости тугоплавких карбидов до 2273 К используются инденторы из карбида бора B_4C и сплавов на его основе.

В связи с трудностью механической обработки исследуемых материалов и геометрическими особенностями объектов исследования, были изменены форма и размеры образца. Образцы для изучения твердости наплавленного металла в зависимости от температуры наплавлились в два слоя. Наплавка выполнялась на пластины из стали Ст3 ГОСТ 380-88 на режимах, оптимальных для каждого типа электродного материала. Все типы наплавочных материалов были изготовлены в виде порошковых лент сечением $16,5 \times 4,0 \text{ мм}$. В качестве сердечника порошковых лент использовали механическую смесь ферросплавов и химических соединений различных элементов. Наплавка образцов выполнялась открытой дугой.

После наплавки из полученных заготовок методом механической резки вырезались образцы, размеры которых доводились шлифованием. Поверхность образца, на которой проводились замеры твердости, дополнительно подвергалась полировке.

Замеры твердости проводились на трех образцах, затем определялось среднее арифметическое значение для каждой температуры.

Проведена статистическая обработка обобщенных экспериментальных выборок для твердости. При этом для каждой температуры вычисляли среднее выборочное значение $HV_{\text{ср}}(x)$, выборочное среднеквадратичное отклонение S , коэффициент вариации w и доверительные интервалы ΔHV (Δx) для математического ожидания для уровня значимости $\alpha = 0,05$ [7].

Результаты, полученные при исследовании горячей твердости сплавов типа высокохромистых чугунов и никель-карбидохромового сплава, представлены в табл. 1. Показатели горячей твердости представлены только средними значениями по результатам испытаний нескольких образцов. На рис. 1 представлены обобщенные данные по всем исследованным сплавам.

Как видно из приведенных результатов исследований, наименьшее падение твердости с ростом температуры наблюдается у сплавов 500X22Б7, 500X22Б7М7В2Ф и 500X40Н40С2ГРЦ. Наиболее резкое падение твердости наблюдается у сплава 300X25С3Н2Г2. Сплав 450X30М занимает промежуточное положение.

Анализ полученных результатов позволил установить, что твердость наплавленного металла при повышенных температурах в значительной степени зависит от типов карбидов, получаемых

Таблица 1. Средние значения твердости (HV_{cp} , МПа) в зависимости от температуры

$T, ^\circ\text{C}$	Тип наплавленного металла				
	300X25C3H2Г2	450X30М	500X22Б7	500X22Б7М7В2Ф	500X40Н40С2ГРЦ
25	5793	7120	7561	7986	6960
100	4704	5546	5983	6145	5953
200	4143	4865	5473	5567	5250
300	3067	4506	5345	5545	5096
400	2450	3327	5054	5605	4956
500	1349	2231	4436	5134	4748
600	709	1321	3056	4789	3756
700	317	978	1243	2643	1878
800	256	346	521	1137	975
900	229	287	387	527	345

в результате кристаллизации сварочной ванны. Установлено, что в сплавах высокохромистых чугунов типа 300X25C3H2Г2 твердость наплавлен-

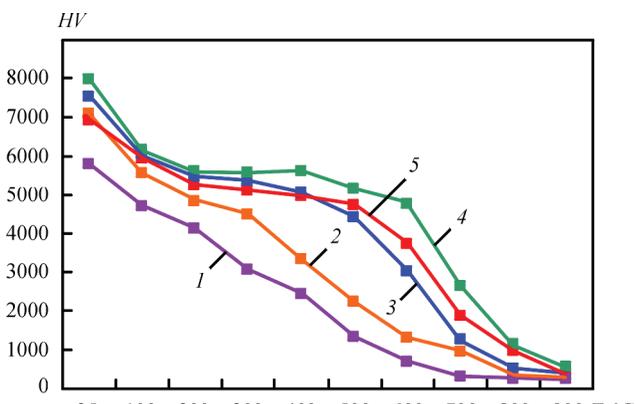


Рис. 1. Твердость сплавов типа высокохромистых чугунов (1 — 300X25C3H2Г2; 2 — 450X30М; 3 — 500X22Б7; 4 — 500X22Б7М7В2Ф; 5 — 500X40Н40С2ГРЦ)

ного металла резко падает с ростом температуры. Микроструктура такого сплава представлена на рис. 2, а. При повышении содержания хрома до 30 % и углерода до 5 % наблюдается стабилизация твердости до температур 350...400 °С. Это можно объяснить наличием в таких сплавах высших карбидов хрома типа Cr_3C_2 . Характерная микроструктура такого типа сплавов представлена на рис. 2, б. Как известно [8, 9], такие карбиды имеют более высокую температуру плавления, менее подвержены окислению и сохраняют свои механические свойства при более высоких температурах.

Еще большее увеличение горячей твердости достигается при комплексном легировании сплавов хромом, ниобием, молибденом, вольфрамом и ванадием, микроструктура которых представлена на рис. 2, в. Такие сплавы сохраняют свою твердость до температур порядка 650 °С. Сплавы, ле-

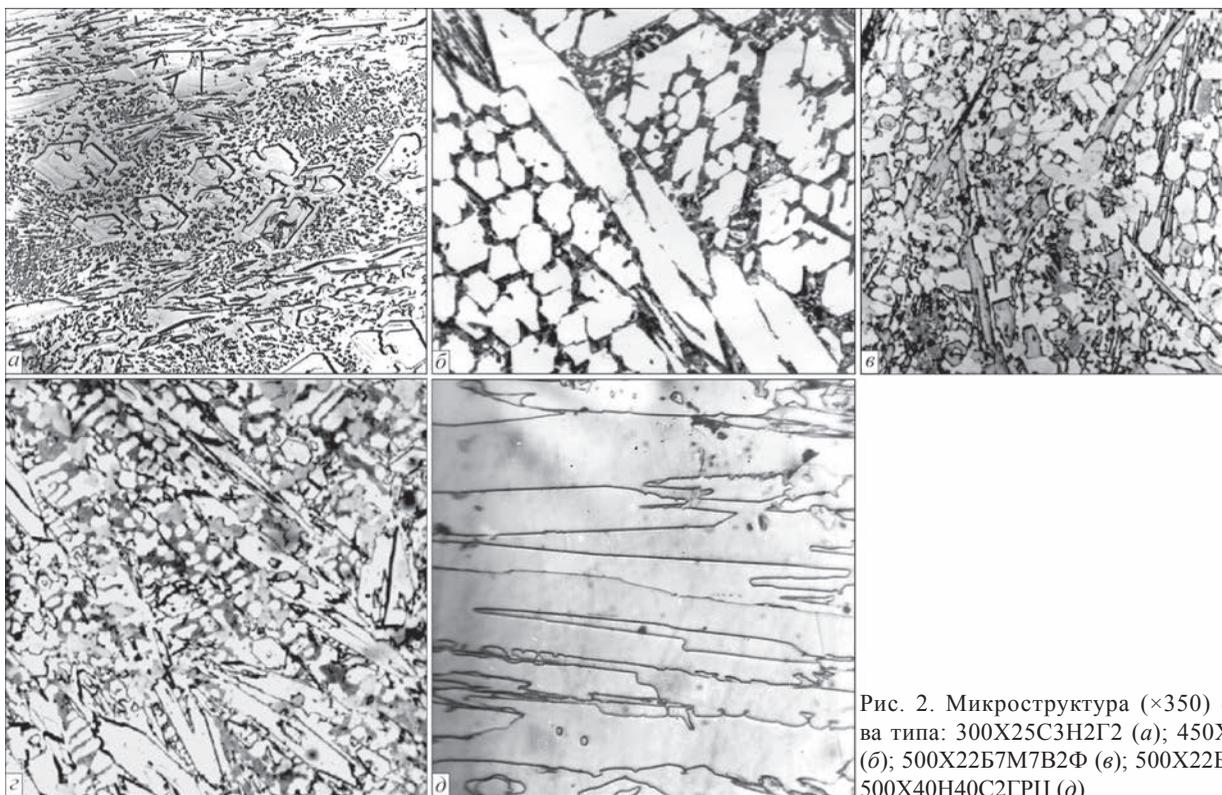


Рис. 2. Микроструктура ($\times 350$) сплава типа: 300X25C3H2Г2 (а); 450X30М (б); 500X22Б7М7В2Ф (в); 500X22Б7 (г); 500X40Н40С2ГРЦ (д)

гированные только хромом и ниобием, занимают промежуточное положение (рис. 2, з). Также высокую горячую твердость продемонстрировал никель-карбидохромовый сплав (рис. 2, д).

Сочетание высокой концентрации высших карбидов хрома с матрицей на никелевой основе также позволяет поддерживать стабильную твердость до 650 °С.

Особый интерес представляют влияние ниобия в сплавах типа 500X22Б7 и 500X22Б7М7В2Ф. Структура таких сплавов, наплавленных на малоуглеродистую сталь, представляет собой аустенит с фазами карбидов хрома и ниобия (рис. 2, в, з).

Ниобий в этом случае выполняет роль своеобразного модификатора, так как легирование высокохромистого чугуна ниобием приводит к замедлению роста первичных карбидов хрома $(Cr Fe)_7C_3$, крупные иглы которых в процессе износа дробятся на осколки и могут легко обнажаться и выкрашиваться. Авторы работы [10] приводят результаты исследований износа сплавов типа высокохромистых чугунов без ниобия, с ниобием и дополнительно легированных Nb, Mo, W.

Рентгеноструктурный анализ этих материалов показал присутствие карбидов типа Me_7C_3 и сплошных карбидов (Nb, Mo, W, V) C и $(Mo, W)_2 C$. Проведенная термообработка этих сплавов ($T = 923$ К, 1 ч, охлаждение на воздухе) и последующие испытания показали, что износостойкость сплавов типа высокохромистых чугунов, легированных Nb, Mo, W и V, увеличилась, что объясняется вторичным упрочнением, связанным с дополнительным выделением карбидов.

Исследования микроструктуры и состава карбидной фазы сплавов 500X22Б7М7В2Ф и 500X22Б7 показывают, что основное количество карбидов приходится на богатый хромом смешанный карбид Me_7C_3 , его объемная часть в приведенных сплавах практически одинакова и составляет 40...43 %. Доля более твердого кубического карбида ниобия типа NbC составляет порядка 8 и 10 % соответственно для этих сплавов.

Молибден и вольфрам собственных карбидов не образуют. Эти элементы почти полностью растворяются в матрице, что приводит к повышению жаропрочности сплавов и объясняет их высокую износостойкость при повышенных температурах. Ниобий, имеющий большее сродство к углероду, чем хром, молибден или вольфрам, способствует образованию твердых, мелких, равномерно распределенных карбидов ниобия глобулярной формы в сплавах типа 500X22Б7М7В2Ф, что объясняет повышенную вязкость и хорошее сопротивление ударным нагрузкам при эксплуатации [11].

Таким образом, в наплавочные материалы ниобий вводится для повышения ударной вязкости хромистых чугунов, увеличения износостойкости металла в условиях абразивного изнашивания с ударами и повышения горячей твердости.

Проведенные исследования твердости наплавочных высокохромистых сплавов при повышенных температурах позволяют оптимизировать выбор электродных материалов для упрочнения наплавкой широкой гаммы деталей, работающих в экстремальных условиях изнашивания при различных температурах.

Вызывает интерес исследования взаимосвязи горячей твердости и износостойкости в условиях газоабразивного изнашивания при повышенных температурах.

Для сравнительных испытаний на износостойкость с использованием соответствующих порошковых лент были изготовлены образцы наплавленного металла следующих типов: 300X22С3Н2Г2 (ПЛАН 101), 450X22Б7М7В2Ф (ПЛАН 179), 450X30М (ПЛАН 180), 5000X22Б7 (ПЛАН 185), 500X40Н40С2ГРЦ (ПЛАН 111).

Наплавку проводили на аппарате А-874Н, укомплектованном источником питания ВДУ-1201 и приставкой АД-167. Процесс выполнялся в два слоя на постоянном токе обратной полярности, при неизменной величине вылета, равной 50 мм, и жесткой внешней характеристикой источника питания. В качестве основного металла использовали пластины из стали Ст3 толщиной 30 мм и размером 300×400 мм. Из средних участков валиков анодно-механической резкой были вырезаны образцы необходимого размера. Режимы наплавки всеми приведенными лентами следующие:

Ток, А.....	750...850
Напряжение, В.....	28...34
Скорость перемещения электрода, м/ч.....	33,1
Вылет электрода, мм.....	50...60

Исследования износостойкости проводили на модернизированном стенде ОБ-876Ц [12]. Стенд обеспечивает схему испытаний по характеру воздействия абразивного потока, максимально приближена к реальным условиям эксплуатации упрочненных деталей.

На стенде разгон абразивных частиц осуществляется центробежным ускорителем в виде диска-ротора, в центре которого в приемное отверстие самотеком подается абразив (в нашем случае — кварцевый песок).

Частицы песка разгоняются по четырем внутренним каналам. Достигнув наружного диаметра ротора, абразивный поток преодолевает воздушный промежуток длиной 25 мм и ударами частиц абразива изнашивает одновременно рабочие поверхности шести образцов размером 170×70×19 мм.

Таблица 2. Относительная износостойкость при комнатной температуре

Тип наплавленного металла	Относительная износостойкость ϵ
300X22C3H2Г2	1
500X40H40C2ГРЦ	1,43
500X22Б7М7В2Ф,	1,7
450X30М	1,2
450X22Б7	1,6
250X10Б8С2Г	1,35

Таблица 3. Относительная износостойкость при температурах 450...500 °С

Тип наплавленного металла	Относительная износостойкость ϵ
300X22C3H2Г2	1
500X40H40C2ГРЦ	1,5
500X22Б7М7В2Ф,	1,42
450X30М	1,13
450X22Б7	1,27
250X10Б8С2Г	1,1

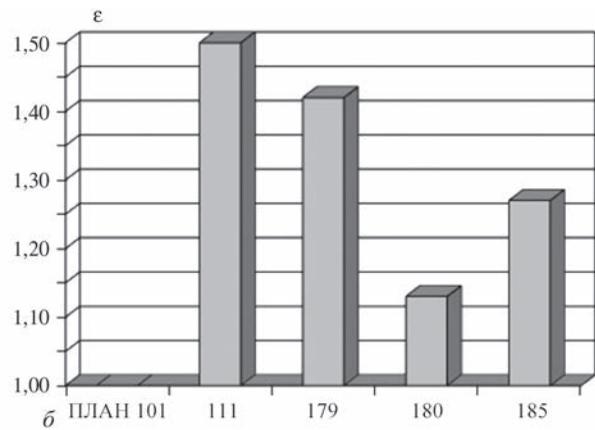
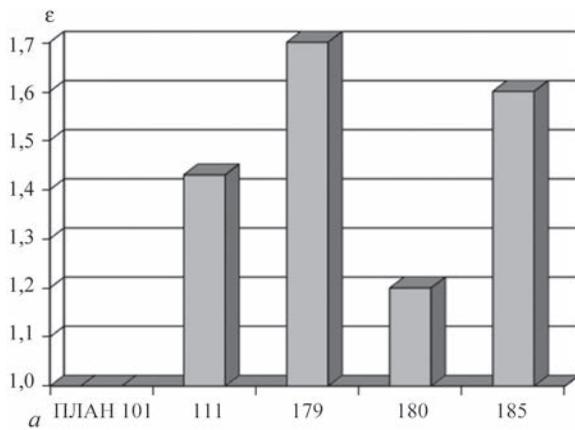


Рис. 3. Относительная износостойкость исследованных образцов при комнатной температуре (а) и при температурах 450...500 °С (б)

Кассета с образцами расположена в камере, температура в которой может регулироваться в пределах 25...450 °С.

Технические характеристики стенда ОБ-876Ц:

Диаметр ротора, мм220
 Число оборотов ротора, об/мин6000
 Угол атаки абразивного потока, град.5...70
 Температура нагрева образцов, °Сдо 450
 Продолжительность нагрева образцов до 400 °С, ч3,5
 Расход абразива, см³/с.....0,5...0,3
 Мощность электродвигателя привода ротора, кВт0,75
 Количество испытуемых образцов, шт.6

Испытания проводились при температурах 25 и 450 °С. В качестве абразива применялся кварцевый песок.

Оценка износостойкости проводилась по массовому методу. По каждому образцу определялась разница массы до испытаний и после. Для получения более достоверных результатов испытывалось по три образца каждого типа металла, после чего определялись средние значения. Оценка проводилась на основании относительной износостойкости ϵ , которая рассчитывалась по формуле

$$\epsilon = \frac{\Delta m_э}{\Delta m_n},$$

где $\Delta m_э$ — потеря массы эталона; Δm_n — потеря массы испытуемого образца.

В качестве эталона использовался сплав 300X22C3H2Г2 («сормайт-1»).

Результаты исследований образцов представлены в табл. 2, 3, а также на рис. 3.

Таким образом, сравнивая данные, полученные при разных температурных условиях, определено, что износостойкость сплавов с повышением температуры падает, что коррелирует с данными горячей твердости. Следует также отметить, что сплавы на стальной основе имеют большую тенденцию к понижению своих износостойких свойств при повышении температуры, чем никель-карбидохромовый сплав. Наиболее вероятным объяснением этого, на наш взгляд, есть то, что испытания проводились в стандартных атмосферных условиях. При этом снижение эксплуатационных характеристик происходит не только за счет снижения твердости, но вследствие окислительных процессов, которые протекают на поверхности наплавленного слоя.

Выводы

1. Для сплавов типа 300X25C3H2Г2 с относительно низким легированием карбидообразующими элементами твердость наплавленного металла резко падает с ростом температуры. Повышение содержания хрома до 30 % и углерода до 5 % позволяет стабилизировать достаточно высокую твердость до температур 350...400 °С вследствие образования высших карбидов хрома типа Cr_3C_2 .

2. Высокую твердость вплоть до температуры 650 °С сохраняет никель-карбидохромовый сплав

500X40N40C2ГРЦ за счет сочетания высокой концентрации высших карбидов хрома с матрицей на никелевой основе.

3. При комплексном легировании сплавов хромом, ниобием, молибденом, вольфрамом и ванадием сплавы типа 500X22B7M7B2Ф сохраняют высокую твердость до температуры 650 °С.

4. Для сплавов 500X22B7 и 500X22B7M7B2Ф важную роль играет ниобий, который является своеобразным модификатором, замедляя рост первичных карбидов хрома $(CrFe)_7C_3$ и образуя твердый кубический карбид ниобия типа NbC.

5. Износостойкость наплавленных сплавов с ростом температуры падает в соответствии с падением твердости наплавленного металла.

6. Падение износостойкости сплавов с ростом температуры на железной основе протекает несколько интенсивнее, чем у никель-карбидохромового сплава, что очевидно связано с окислительными процессами на поверхности упрочненного слоя.

Список литературы

1. Акулов А.И. (ред.) (1978) *Сварка в машиностроении*. Справочник в 4 т. Т. 2. Москва, Машиностроение.
2. Жудра А.П., Ворончук А.П. (2012) Наплавочные порошковые ленты (Обзор). *Автоматическая сварка*, **1**, 39–44.
3. Рябцев И.А., Сенченков И.К., Турык Е.В. (2015) *Наплавка, материалы, технологии, математическое моделирование*. Wydawnictwo politechniki slaskiej, Gliwice, ss. 362–365, 398–406.
4. Алексюк М.М., Борисенко В.А., Кращенко В.П. (1980) *Механические испытания при высоких температурах*. Киев, Наукова думка.
5. Борисенко В.О., Оксаметная О.Б. (1994) ДСТУ 2434-94 *Расчеты и испытания на прочность. Метод определения высокотемпературной твердости вдавливанием пирамидального и бицилиндрического индентора*. Киев, Госстандарт Украины.
6. Борисенко В.А. (1975) Общие закономерности изменения механических свойств тугоплавких материалов в зависимости от температуры. Сообщение 1. *Проблемы прочности*, **8**, 58–63.
7. Румшинский Л.З. (1971) *Математическая обработка результатов эксперимента*. Москва, Наука.
8. Хансен М., Андерко К. (1962) *Структуры двойных сплавов*. Т. 1, 2. Москва, Металлургиздат.
9. Иванов А.А. (1968) *Твердость*. Киев, Наукова думка.
10. Gallo C., Hubert M. (1980) *Soudage et Techniques Connexes*, 34, **11**, **2**, 371–386.
11. Schramm H. (1984) Chrom-Niob-legierte Hartlegierungen fuer das Auftragsschweissen. *Ind.-Anz*, **86**, **75**.
12. Жудра А.П. (2014) Исследования композиционных сплавов в условиях газоабразивного износа при повышенных температурах. *Автоматическая сварка*, **11**, 31–34.

References

1. (1978) *Welding in machine-building*: Refer. book, 4 Vol. Ed. by A.I. Akulov. Moscow, Mashinostroenie, Vol. 2 [in Russian].
2. Zhudra, A.P., Voronchuk, A.P. (2012) Cladding flux-cored strips (Review). *The Paton Welding J.*, **1**, 34–38.
3. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K., Turyk, E.V. (2015) *Surfacing, materials, technologies, mathematical modeling*. Wydawnictwo politechniki slaskiej, Gliwice, 362-365, 398-406 [in Polish].
4. Aleksyuk, M.M., Borisenko, V.A., Krashchenko, V.P. (1980) *Mechanical tests at high temperatures*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
5. Borisenko, V.O., Oksametnaya, O.B. (1994) DSTU 2434-94: *Calculations and tests on strength. Method of determination of high-temperature hardness by indentation of pyramidal and bicylindrical indenter*. Kiev, Gosstandart Ukrainy [in Russian].
6. Borisenko, V.A. (1975) General regularities in change of mechanical properties of refractory materials depending on temperature. Information 1. *Problemy Prochnosti*, **8**, 58-63 [in Russian].
7. Rumshinsky, L.Z. (1971) *Mathematical processing of results of experiment*. Moscow, Nauka [in Russian].
8. Khansen, M., Anderko, K. (1962) *Structures of binary alloys*. Vol. 1, 2. Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
9. Ivanko, A.A. (1968) *Hardness*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
10. Gallo, C., Hubert, M. (1980) *Soudage et Techniques Connexes*, 34(**11**, **2**), 371-386.
11. Schramm, H. (1984) Chrom-Niob-legierte Hartlegierungen fuer das Auftragschweissen. *Ind.-Anz.*, **86**, **75** [in German].
12. Zhudra, A.P. (2014) Investigation of wear resistance of composite alloys under the conditions of gas-abrasive wear at elevated temperatures. *The Paton Welding J.*, **11**, 28-31.

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ НА ТВЕРДІСТЬ ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ НАПЛАВЛЕНИХ ПОРОШКОВИМИ СТРІЧКАМИ ВИСОКОХРОМИСТИХ ЧАВУНІВ

О.П. Ворончук, О.П. Жудра, О.В. Петров, В.О. Кочура

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

У роботі представлена методика і результати досліджень гарячої твердості наплавлених високохромистих чавунів з різним ступенем легування типу 450X30M, 500X22B7, 500X22B7M7B2Ф, 300X25C3N2Г2, а також нікель-карбидохромового сплаву 500X40N40C2ГРЦ. Встановлено, що гаряча твердість наплавленого металу в значній мірі залежить від наявності та типів карбідів, які утворюються в зварювальній ванні. Для низьколегованих високохромистих чавунів твердість падає з ростом температури і зростає при вмісті хрому до 30 % і вуглецю до 5 %. Сплави, леговані хромом, ніобієм, молибденом, вольфрамом і ванадієм зберігають високу твердість до температури 650 °С. Для зазначених сплавів важлив ніобій, який виконує роль модифікатора, сповільнюючи зріст первинних карбідів хрому та утворюючи твердий кубічний карбід ніобію. Високу твердість до температури 650 °С зберігає нікель-карбидохромовий сплав внаслідок наявності високої концентрації вищих карбідів хрому в матриці на нікелевій основі. Зносостійкість наплавлених сплавів з ростом температури падає у відповідності з падінням твердості наплавленого металу. Бібліогр. 12, табл. 3, рис. 3.

Ключові слова: гаряча твердість, порошкові стрічки, наплавка, високохромисті чавуни, нікель-карбидохромовий сплав, зносостійкість

EFFECT OF TEMPERATURE ON HARDNESS AND WEAR RESISTANCE OF HIGH-CHROMIUM CAST IRONS DEPOSITED WITH FLUX-CORED STRIPS

A.P. Voronchuk, A.P. Zhudra, A.V. Petrov, V.O. Kochura

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper presents the procedure and results of investigation of hot hardness of deposited high-chromium cast irons with different level of alloying of 450Kh30M, 500Kh22B7, 500Kh22B7M7V2F, 300Kh25S3N2G2 type as well as 500Kh40NS2GRTs nickel-carbide-chromium alloy. It is determined that hot hardness of deposited metal to significant extent depends on presence and types of carbides in metal structure. With relatively low-alloy high-chromium cast irons the hardness drops at rise of temperature and increases at chromium content up to 30% and carbon to 5%. Alloys doped with chromium, niobium, molybdenum, tungsten and vanadium keep high hardness up to 650 °C temperature. Niobium is important for indicated alloys. It plays a role of modifier delaying growth of primary chromium carbides and forming solid cubic niobium carbide. Nickel-carbide-chromium alloy preserves high hardness up to 650 °C temperature due to presence of high concentration of higher chromium carbides in a nickel-based matrix. Wear resistance of deposited alloys drops with rise of temperature in accordance with drop of deposited metal hardness. 12 Ref., 3 Tabl., 3 Fig.

Keywords: hot hardness, flux-cored strips, surfacing, high-chromium cast irons, nickel-carbide-chromium alloy, wear resistance

Поступила в редакцію 12.04.2019



XVIII МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2019

19–22 листопада 2019 р.

Міжнародний виставковий центр
(Київ, Броварський просп. 15).

Міжнародний промисловий форум — найбільша промислова виставка в Україні, яка з 2005 р. входить до переліку провідних світових промислових виставок, офіційно сертифікованих та визнаних Всесвітньою асоціацією виставкової індустрії (UFI), що є найвищим рівнем світового визнання для виставки.

Організатор — ТОВ «Міжнародний виставковий центр».

Основна мета виставки: впровадження новітніх науково-технічних природоохоронних досягнень на виробництві з метою забезпечення екологічної безпеки навколишнього природного середовища.

В рамках форуму:

- металообробка (металообробні технології, обладнання);
- УкрЗварювання (технології, обладнання та матеріали);
- УкрВторТех (комісійна техніка, обладнання);
- УкрЛитво (обладнання та технології для ливарного виробництва);
- гідравліка. Пневматика;
- підшипники (підшипники котіння та ковзання, вільні деталі: шарики та ролики, втулки стягувальні, технології, обладнання та інструмент для виробництва підшипників);
- УкрПромАвтоматизація (автоматизація виробництва, автоматизовані системи управління технологічними процесами, автоматизація об'єктів промисловості);
- підйомно-транспортне, складське обладнання;
- зразки, стандарти, еталони, прилади (контрольно-вимірювальні прилади, лабораторне та випробувальне обладнання, метрологія, сертифікація);
- безпека виробництва (засоби захисту, безпека робочої зони).

У рамках виставки передбачено проведення конференцій, семінарів, «круглих столів», присвячених актуальним правовим, технічним та фінансовим питанням екологічної ситуації в Україні, міжнародному досвіду і співробітництву, а також перспективам розвитку технологій, пов'язаних з охороною навколишнього природного середовища.

Контакты:

www.iec-expo.com.ua;
lilia@iec-expo.com.ua,
alexk@iec-expo.com.ua;
тел.: (38044) 301-11-65, 201-11-58.

ПРИМЕНЕНИЕ СТРУЖКИ ИЗ СТАЛИ 5ХНМ ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКЕ ШТАМПОВ В ТОКОПОДВОДЯЩЕМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

Ю.М. Кусков, О.Г. Кузьменко, И.П. Лентюгов

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены различные способы плавления стружки при осуществлении электрошлакового процесса. Для электрошлаковой наплавки штампов использована стружка инструментальной стали в качестве дискретного наплавочного материала в сочетании со специальным устройством плавления присадки и формирования наплавленного слоя — токоподводящим кристаллизатором. Приведены результаты выполнения наплавки пресовых штампов стружкой стали 5ХНМ. Показана перспективность предложенной технологии реновации штампов с точки зрения получения качественного штампового инструмента с относительно низким расходом электроэнергии при выполнении наплавочных работ. Библиогр. 9, рис. 5.

Ключевые слова: стружка инструментальной стали, электрошлаковая наплавка, штампы, токоподводящий кристаллизатор

Широкое развитие штамповки и прессования как экономичных способов изготовления деталей и необходимость горячего деформирования материалов повышенной прочности потребовало разработки сталей различного химического состава и дифференциации областей их применения (группы) [1]. Это стали повышенной вязкости: полутеплостойкие (5ХНМ, 5ХНВ, 5Х2НМФ, 4ХМФС и др.); умеренной теплостойкости (4Х3МВФ, 4Х3ВМС и др.), повышенной теплостойкости (4Х5МФС, 4Х4ВМФС, 5Х3В3МФС, 4Х2В5МФ, 3Х2В8Ф и др.); высокой теплостойкости (2Х6В8М2К7, 2Х5В5М2К5, 2Х12В8К10 и др.).

Из всего этого многообразия сталей в настоящее время больше всех применяется (в основном для ковочных штампов) сталь 5ХНМ. Этому способствовало простота ее состава и относительно низкая стоимость. Причем ее стали применять в качестве универсального материала для различных групп инструмента.

В данном случае просматривается аналогия с применением быстрорежущих сталей. Из большой номенклатуры этих сталей наибольшее распространение получила сталь Р6М5. Такое «сужение» количества применяемых марок инструментальных сталей, с одной стороны, снижает стойкость инструмента отдельных групп назначения, а с другой, упрощает сбор стружки, возникающей при этой обработке.

Согласно данным работы [2] в 2017 г. в Украине при токарной и других видах механической обработки образовалось 60107,9 т стружки сталей различного назначения и химического состава. Если предположить, что хотя бы 10 % этого коли-

чества образующейся стружки составляет стружка инструментальной стали, то это достаточно большой задел в случае появления возможности использования таких отходов в качестве наплавочного материала. Особенно это следует отметить в сравнении с выпуском наплавочных материалов украинскими предприятиями в 2016 г. Например, проволоки сварочной легированной было выпущено примерно 2 тыс. т, а порошковой — около 0,5 тыс. т [3].

Наиболее распространенным способом утилизации стружки является ее частичный переплав в дуговых, индукционных и др. типах печей в виде дополнительной присадки при плавлении металла. Остальная часть стружки складывается в отвалах, ухудшая экологическую обстановку как на предприятиях, ее производящих, так и в целом в соответствующих регионах. При этом следует учесть, что при длительном хранении она значительно окисляется; при перевозках часть стружки теряется и происходит перемешивание различных ее видов; при переплаве в металлургических агрегатах заметно снижается содержание легирующих элементов.

С учетом такой оценки сложившейся в настоящее время ситуации с переработкой стружки следует признать, что наиболее рациональным способом передела стружки является ее превращение в жидкий металл с помощью электрошлакового процесса. При этом она, с одной стороны, очищается, проходя при плавлении через рафинирующий шлак, а, с другой, при обеспечении регулируемого ее ввода в шлаковую ванну можно достичь высокого качества кристаллизующегося металла. Именно это происходит при использовании стружки в виде дискретной присадки при электрошлаковой наплавке (ЭШН).

Конечно, не вся имеющаяся стружка инструментальных сталей может быть использована в первичном состоянии в качестве наплавочного материала при ЭШН. Для наплавки не пригодна витая стружка, а также стружка, содержащая смазочно-охлаждающую жидкость (СОЖ). В этом случае такую стружку следует подвергать дополнительным технологическим операциям для доведения ее до соответствия требуемым техническим условиям (дробление, очистка химическими реактивами, термическая обработка) [4].

Практическое применение нашли три схемы осуществления электрошлакового процесса в водоохлаждаемом кристаллизаторе с участием присадочного материала в виде стружки.

Первая из них предполагает использование при ЭШН штампов неплавящихся электродов, обычно графитированных, с помощью которых осуществляют нагрев наплавляемой поверхности либо заготовки, либо изношенного штампа [5, 6]. После подплавления наплавляемой поверхности в шлаковую ванну подают стружку штамповой стали, которая при расплавлении образует наплавленный слой (рис. 1).

В промышленных условиях при подаче стружки стали 5ХНМ, использовании флюса АН-15М и применении трехфазной схемы подключения тока к шлаковой ванне установлено следующее. Наплавку прессовых штампов размером 400×260 мм необходимо вести при удельной мощности нагрева $2,2...2,5 \cdot 10^4$ кВт/м³. При этом массовая скорость подачи частиц стружки должна составлять 0,3...0,7 кг/ч на 1 кВт подводимой мощности [5]. В работе [6] наплавку прессовых штампов окисленной стружкой стали 4Х5МФ1С под флюсом АН-292 в кристаллизаторе диаметром 150 мм и однофазной схеме подвода тока проводили на удельной мощности $12,6...14,1 \cdot 10^4$ кВт/м³.

Вторая схема также реализуется с помощью нерасходуемых электродов как графитированных, так и водоохлаждаемых металлических, но не цельных, а полых, через внутреннюю полость ко-

торых подается переплавляемая стружка. Стружка, попадая в подэлектродный тепловой центр шлаковой ванны, способствует снижению температуры шлака во всем объеме ванны: в центре — за счет влияния поступающей холодной стружки, по краям — вследствие охлаждающего воздействия стенок кристаллизатора. Поэтому при такой схеме наплавки сложно обеспечить хорошее сплавление основного и наплавленного металла, особенно по краям изделия. Видимо это является причиной того, что схема обычно предлагается лишь в виде способа получения слитков сталей различного химического состава, когда формирование наружной поверхности не связано с качеством соединения металлов [7, 8].

В данной статье изложены результаты наплавки штампов, выполненных по третьей технологической схеме ведения электрошлакового процесса с использованием нерасходуемого электрода и кристаллизатора секционного типа, названного разработчиками токоподводящим кристаллизатором (ТПК) [9]. Его отличительной особенностью является подвод электрической энергии к шлаковой ванне не по ее центру, а по периферии (через стенки токоподводящей секции). Поэтому основной прогрев ванны происходит у стенок кристаллизатора, что отражается на форме металлической ванны и соответственно влияет на характер проплавления основного металла.

Конструкция кристаллизатора имеет еще одну особенность. Во время электрошлакового процесса она способствует вращению шлаковой ванны в горизонтальной плоскости, обеспечивая равномерное распределение стружки по зеркалу ванны и ускорению ее плавления. Для проведения наплавки были выбраны прессовые штампы диаметром 170 мм и высотой 80 мм, изготовленные из стали 5ХНМ. Гравюры штампов перед наплавкой механически не обрабатывали, в связи с этим перепад высот рабочих поверхностей в центре штампов доходил до 16, а по краям — до 14 мм.

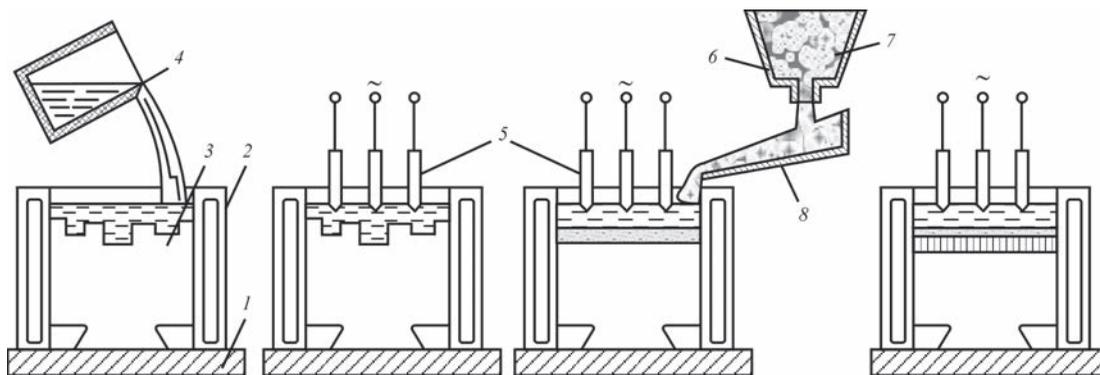


Рис. 1. Схема электрошлаковой наплавки изношенных штампов с использованием в качестве присадки стружки штамповой стали: 1 — поддон; 2 — неподвижный кристаллизатор; 3 — изношенный штамп; 4 — ковш с жидким шлаком; 5 — неплавящиеся электроды; 6 — емкость для присадочного материала; 7 — присадочный материал; 8 — желоб

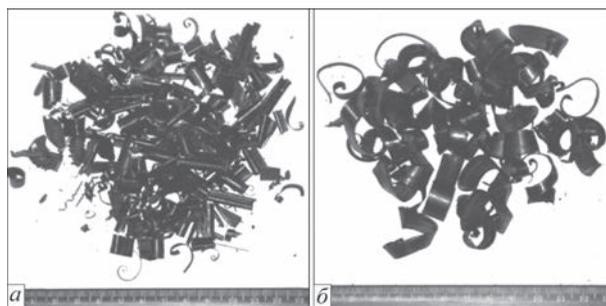


Рис. 2. Стружка стали 5ХНМ с фрезерных (а) и строгальных (б) станков

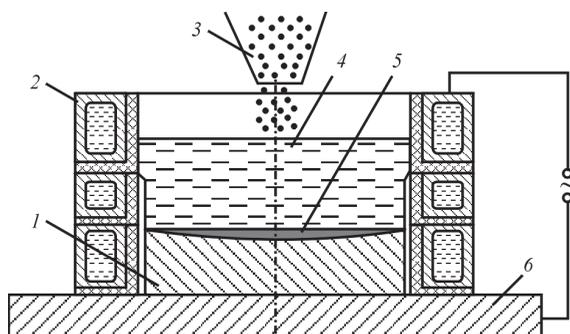


Рис. 3. Схема наплавки штампов в ТПК с использованием дискретной присадки в виде стружки: 1 — наплавляемый штамп; 2 — токоподводящий кристаллизатор; 3 — присадка (стружка); 4 — шлаковая ванна; 5 — металлическая ванна (наплавляемый металл); 6 — поддон

В качестве присадочного материала использовали стружку стали 5ХНМ с фрезерных и строгальных станков (рис. 2).

Несмотря на то, что видимых следов СОЖ на стружке обнаружено не было, ее все же прокалили в электропечи при температуре 400 °С, 2 ч.

Наплавку выполняли в ТПК диаметром 180 мм при его стационарном положении (рис. 3).

Подачу стружки в рабочую зону кристаллизатора осуществляли вибродозатором конструкции ИЭС им. Е.О. Патона. В качестве рабочего флюса использовали флюс АН-15М. Начало процесса выполняли при «твердом старте» с помощью водоохлаждаемого электрода, имеющего графитовый наконечник. Переход из дугового в электрошлаковый процесс проходил при электрическом режиме, обеспечивающем минимальное проплавление поверхности штампов.



Рис. 4. Этап начала работы ТПК при извлеченном из шлаковой ванны водоохлаждаемом электроде с графитовым наконечником

После наведения в кристаллизаторе с помощью водоохлаждаемого электрода шлаковой ванны необходимого объема электрошлаковый процесс осуществлялся только за счет работы токоведущей секции ТПК. При этом электрод извлекали из шлаковой ванны (рис. 4).

При достижении оптимального режима наплавки на зеркало шлаковой ванны вибродозатором подавали наплавочную присадку (стружку). Процесс наплавки проходил стабильно. Толщина наплавленного слоя составляла примерно 25...30 мм. Производительность наплавки около 0,4 кг/мин. На рис. 5 представлены: штамп до наплавки, положение штампа в рабочем пространстве ТПК и внешний вид наплавленного штампа.

Удельная тепловая мощность, вводимая в шлаковую ванну, составила приблизительно 2 кВт/м³, т. е. в 6...7 раз меньше, чем при наплавке прессовых штампов при однофазной схеме подвода тока к шлаковой ванне (первая технологическая схема) в работе [6].

Для проведения промышленных испытаний на ОАО «Токмакский кузнечно-штамповочный завод» было восстановлено два комплекта прессовых штампов М-112 ЭШН в ТПК стружкой стали 5ХНМ и получены заготовки диаметром 170 мм и высотой 100 мм. Следует отметить, что после наплавки инструмент был без затруднений обработан резанием, дефектов в наплавленном слое не обнаружено. Наплавленный инструмент испы-



Рис. 5. Прессовый штамп диаметром 170 мм и высотой 80 мм из стали 5ХНМ: а — до наплавки; б — в кристаллизаторе перед наплавкой; в — после наплавки

тывали в кузнечнопрессовом цехе ОАО «ТКШЗ». Испытания показали, что по сравнению с серийными коваными штампами стойкость наплавленных в среднем возросла в 1,5 раза.

Таким образом, ресурсосберегающая технология наплавки стружкой стали 5ХНМ штамповой оснастки небольших размеров с использованием токоподводящего кристаллизатора позволяет получать качественный наплавленный штамповый инструмент при относительно низком расходе электроэнергии.

Список литературы

1. Геллер Ю.А. (1983) *Инструментальные стали*. Москва, Металлургия.
2. (2017) http://www.ukrstat.gov.ua/operativ/menu/menu_u/ns.htm: *Державна служба статистики України. Економічна статистика. Економічна діяльність. Навколишнє середовище*.
3. Мазур А.А., Липодаев В.Н., Пустовойт С.В., Петрук В.С. (2017) Современное состояние рынка сварочного оборудования и материалов в Украине. *Автоматическая сварка*, **11**, 40–46.
4. Кусков Ю.М. (2014) Дискретные присадочные материалы для наплавки в токоподводящем кристаллизаторе. *Там же*, **6-7**, 101–106.
5. Кузьменко О. Г. (2002) *Восстановление инструмента для горячей объемной штамповки электрошлаковой наплавкой некомпактными материалами*: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона, 17.
6. Давыдов А.К., Гончаров А.Е., Соловьев Г.И., Марфицин В.В. (1997) Электрошлаковая наплавка графитовым электродом. *Сварочное производство*, **6**, 47–48.
7. Биктагиров Ф.К. (2003) Применение электрошлакового процесса нерасходуемыми электродами для плавки, ра-

финирования и обработки металлов. Сообщение 2. *Современная электрометаллургия*, **1**, 5–9.

8. Кочкин С.В. (2015) Разработка технологии переработки металлической стружки методом электрошлакового переплава. *Современные научные исследования и инновации*, **6**, 41.
9. Kuskov Yu.M. (2003) A new approach to electrosag welding. *Welding Journal*, **4**, 42–45.

References

1. Geller, Yu.A. (1983) *Tool steels*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. http://www.ukrstat.gov.ua/operativ/menu/menu_u/ns.htm: *State statistics service of Ukraine. Economic statistics. Economic activity. Environment* [in Ukrainian].
3. Mazur, A.A., Lipodaev, V.N., Pustovojt, S.V., Petruk, V.S. (2017) State-of-the-art of welding equipment and consumables market in Ukraine. *The Paton Welding J.*, **11**, 31.
4. Kuskov, Yu.M. (2014) Discrete filler materials for surfacing in current-conducting mould. *Ibid.*, **6-7**, 97-102.
5. Kuzmenko, O.G. (2002) *Restoration of tool for hot die forging by electrosag surfacing with noncompact materials*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Kiev, PWI [in Russian].
6. Davydov, A.K., Goncharov, A.E., Soloviov G.I., Marfitsin, V.V. (1997) Electrosag surfacing with graphite electrode. *Svarochn. Proizvodstvo*, **6**, 47-48 [in Russian].
7. Baktagirov, F.K. (2003) Application of nonconsumable electrode electrosag process for melting, refining and treatment of metals. Report 2. *Advances in Electrometallurgy*, **1**, 4-8.
8. Kochkin, S.V. (2015) Development of technology of metal swarf processing by electrosag remelting method. *Sovremennye Nauchnye Issledovaniya i Innovatsii*, **6** [in Russian].
9. Kyskov, Yu.M. (2003) A new approach to electrosag welding. *Welding J.*, **4**, 42-45.

ЗАСТОСУВАННЯ СТРУЖКИ ІЗ СТАЛІ 5ХНМ ПРИ електрошлаковому наплавленні ШТАМПІВ В струмопідвідному кристалізаторі

Ю.М. Кусков, О.Г. Кузьменко, І.П. Лентюгов

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Розглянуто різні способи плавлення стружки при здійсненні електрошлакового процесу. Для електрошлакового наплавлення штамів використана стружка інструментальної сталі в якості дискретного наплавочного матеріалу в поєднанні зі спеціальним пристроєм плавлення присадки і формування наплавленого шару — струмопідвідним кристалізатором. Наведено результати виконання наплавлень пресових штамів стружкою сталі 5ХНМ. Показана перспективність запропонованої технології реновації штамів з точки зору отримання якісного штампового інструменту з відносно низькою витратою електроенергії при виконанні наплавочних робіт. Бібліогр. 9, рис. 5.

Ключові слова: стружка інструментальної сталі, електрошлакове наплавлення, штамп, струмопідвідний кристалізатор

APPLICATION OF CHIPS OF STEEL 5KhNM IN ELECTROSLAG SURFACING OF DIES IN CURRENT-CONDUCTING MOLD

Yu.M. Kuskov, O.G. Kuzmenko, I.P. Lentyugov

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11. Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Different methods for melting chips during electrosag process are considered. For electrosag surfacing of dies, chips of a tool steel were used as a discrete surfacing material in combination with a special device for melting of additive and formation of deposited layer, which is the current-conducting mold. The results of surfacing press dies with chips of steel 5KhNM are presented. The prospects of the proposed technology for renovation of dies from the point of view of producing high-quality dying tool with a relatively low power consumption during surfacing works is shown. 9 Ref., 5 Fig.

Keywords: chips of a tool steel, electrosag surfacing, dies, current-conducting mold

Поступила в редакцію 04.03.2019

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА НА ДЕФОРМАЦИЮ ТОНКИХ СТАЛЬНЫХ ПЛАСТИН

А.А. Бабинец

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В статье приведена сравнительная экспериментальная оценка влияния различных факторов на остаточные деформации при дуговой наплавке тонких стальных пластин. Оценивали влияние химического состава, структурного состояния и способа закрепления детали при наплавке проволоками Св-08А, ПП-Нп-25Х5ФМС и Св-Х19Н18Г6МЗВ2 на пластины из стали Ст3 размерами 3×150×240 мм при различных условиях их закрепления. Экспериментально установлено, что наибольшее влияние на уровень остаточных деформаций оказывает различие в физических свойствах и структурном состоянии основного и наплавленного металлов. Результаты, полученные в данной работе, могут быть использованы при разработке технологии износостойкой наплавки тонколистовых конструкций. Библиогр. 9, табл. 2, рис. 4.

Ключевые слова: дуговая наплавка, тонкая пластина, остаточные деформации, структурные изменения, коэффициент теплового расширения, способ закрепления, износостойкий слой

Известно, что при наплавке тонколистовых конструкций наблюдаются остаточные напряжения и деформации, причинами которых являются неравномерный нагрев металла в зоне наплавки, литейная усадка наплавленного металла, разница в коэффициенте температурного расширения (КТР) наплавленного и основного металлов, структурные превращения в наплавленном металле в процессе охлаждения, а также способ закрепления детали [1–3].

В зависимости от вида и уровня остаточных деформаций после наплавки, эксплуатационные характеристики изготовленных деталей могут существенно ухудшиться [1–3]. В наибольшей степени это относится к тонким пластинам или листам с большими площадями наплавленных поверхностей. Поэтому проблема оценки влияния различных факторов на остаточные наплавочные деформации является одной из наиболее актуальных для наплавочного (сварочного) производства.

Целью данной работы являются сравнительные экспериментальные исследования влияния химического состава, структуры наплавленного металла, а также способа закрепления наплавляемой детали на уровень остаточных деформаций при наплавке тонких стальных пластин.

Известно, что по мере роста температуры в зоне наплавки предел прочности, упругость и теплопроводность стали снижаются, а тепловое расширение и удельная теплоемкость возрастают. Такое изменение физико-механических свойств металла влияет на теплоотдачу и однородность распределения тепла в детали. Чем выше температура нагрева, тем больше КТР, ниже теплопроводность стали, и тем выше уровень напряжений и

деформаций в изделии [1, 2]. Если же КТР основного и наплавленного металла будут значительно отличаться между собой, это может оказать дополнительное негативное влияние на уровень остаточных напряжений и деформаций.

К образованию напряжений и деформаций приводят также фазовые превращения при охлаждении наплавленного металла, которые сопровождаются изменением его объема [1–3]. У низкоуглеродистых сталей это вызывает изменение примерно 1 % объема, однако у сталей, содержащих более 0,35 % углерода, и большинства склонных к закалке легированных сталей наблюдаются значительные объемные изменения вследствие мартенситного превращения.

Определенное влияние на уровень остаточных деформаций оказывает также способ закрепления детали. В общем случае, при жестком закреплении наплавленной детали до момента ее полного остывания до комнатной температуры, в наплавленном металле будут наблюдаться напряжения, которые при раскреплении зажимов приведут к деформации детали [1–3]. Применяя оснастку с теплоотводящими поверхностями, например, медными подкладками, можно несколько снизить уровень остаточных деформаций. Эффективность теплоотвода при использовании таких подкладок зависит от их размеров, разности температур подкладки и наплавляемой детали, термического соприкосновения в зоне контакта подкладки и детали [4, 5].

Материалы и методики исследования. В данной работе для сравнительной экспериментальной оценки влияния физико-механических свойств наплавочных материалов, их структур-

ного класса, а также способа закрепления детали на уровень остаточных деформаций при наплавке тонких пластин достаточно большой площади, использовались следующие материалы и оснастка.

Наплавка выполнялась на пластины из стали Ст3 толщиной 3 мм размерами 240×150 мм тремя проволоками: низкоуглеродистой сплошной проволокой Св-08А, диаметром 1,2 мм, обеспечивающей получение ферритно-перлитного наплавленного металла, близкого по химическому составу и свойствам к основному металлу; среднелегированной порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС, диаметром 1,4 мм, обеспечивающей получение мартенситно-бейнитного наплавленного металла с небольшим количеством остаточного аустенита; и высоколегированной сплошной проволокой Св-Х19Н18Г6МЗВ2, диаметром 1,2 мм, обеспечивающей получение наплавленного металла с аустенитной структурой. Химический состав и свойства материалов приведены в табл. 1 и 2 [6, 7].

Выбор именно таких наплавочных материалов объясняется разностью в их физико-механических свойствах и структурном состоянии по сравнению с основным металлом и, соответственно, предполагаемым их различным влиянием на уровень остаточных деформаций наплавливаемых пластин.

Так, при наплавке проволокой Св-08А уровень деформаций пластин из стали Ст3 будет зависеть только от влияния местного нагрева, так как разницы в КТР и структурном состоянии практически нет. Для проволоки ПП-Нп-25Х5ФМС — от влияния местного нагрева и мартенситного превращения, которое сопровождается увеличением объема наплавленного металла, так как разница в КТР в данном случае минимальна. При наплав-

ке проволокой Св-Х19Н18Г6МЗВ2 — от влияния местного нагрева и значительной разницы КТР основного и наплавленного металла.

Размеры зоны наплавки составляли 200×100 мм. Наплавка всеми проволоками выполнялась односторонними валиками с перекрытием соседних валиков на 40...50 %, на одинаковом режиме: ток 150...160 А; напряжение 22...23 В; скорость наплавки 30 м/ч. Такой режим наплавки обеспечивал получение наплавленного слоя толщиной примерно 2,5 мм. Наплавка пластин осуществлялась в один и два слоя для каждого типа проволоки.

Режимы наплавки выбирались исходя из имеющихся в технической литературе рекомендаций о возможности получения качественных наплавленных (сварных) тонколистовых соединений, в которых отсутствуют прожоги, поры, и другие дефекты, а также положительных результатов собственных предварительных экспериментов [8, 9].

Пластины для наплавки закреплялись на сварочном столе с медной поверхностью и прижимались к нему с помощью двух металлических планок, расположенных по длинным сторонам пластин. Одна из планок прижимала край пластины к столу, полностью препятствуя его перемещению (жесткое закрепление), а другая — не давала краю пластины деформироваться в вертикальном направлении, но давала возможность ей смещаться в горизонтальной плоскости (подвижное закрепление) (рис. 1). Выбор такой схемы закрепления был сделан на основе положительных результатов, полученных в предварительных экспериментах по наплавке тонких листов [9].

Также, для оценки степени влияния теплового контакта между наплавливаемой деталью и сварочным столом на остаточные наплавочные дефор-

Таблица 1. Химический состав основного и наплавленного металлов [6, 7]

Марка стали или проволоки	Массовая доля элементов, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Mo	W
Ст3	0,14...0,22	≤0,05	0,3...0,6	≤0,3	≤0,3	-	-	-
Св-08А (08кп)	0,05...0,12	≤0,03	0,25...0,45	≤0,1	≤0,3	-	-	-
ПП-Нп-25Х5ФМС	0,2...0,3	0,8...1,3	0,5...1,0	4,6...5,8	-	0,2...0,6	0,9...1,5	-
4Х5ФМС*	0,3...0,4	0,9...1,2	0,2...0,5	4,5...5,5	-	0,3...0,5	1,2...1,5	-
Св-Х19Н18Г6МЗВ2	0,1...0,2	0,3...0,6	4,0...0	17,0...19,0	16,0...18,0	-	2,4...3,3	1,8...2,5
20Х23Н18*	≤0,2	≤0,1	≤2,0	22,0...25,0	17,0...20,0	-	-	-

Примечание. В литературе отсутствуют данные по КТР для используемых материалов: Св-08А, ПП-Нп-25Х5ФМС и Св-Х19Н18Г6МЗВ2. Поэтому приведены данные для наиболее близких к ним по структурному классу и химическому составу сталей.

Таблица 2. Коэффициент теплового расширения основного и наплавленного металлов в диапазоне температур 20...900 °С [6]

Марка стали	Коэффициент теплового расширения α , $10^{-6} 1/^\circ\text{C}$								
	20...100	20...200	20...300	20...400	20...500	20...600	20...700	20...800	20...900
08кп*	12,5	13,4	14,0	14,5	14,9	15,1	15,3	14,7	14,7
4Х5ФМС*	12,6	13,1	13,7	14,0	14,3	14,6	14,7	14,6	14,1
20Х23Н18*	14,9	15,7	16,6	17,1	17,5	17,8	18,2	-	-

* В литературе отсутствуют данные по КТР для используемых материалов: Св-08А, ПП-Нп-25Х5ФМС и Св-Х19Н18Г6МЗВ2. Поэтому приведены данные для наиболее близких к ним по структурному классу и химическому составу сталей.



Рис. 1. Внешний вид наплавляемой пластины (1), закрепленной на сварочном столе (2) при помощи прижимных планок (3) с указанием схемы наложения валиков

мации, выполнялась наплавка пластин с аналогичным закреплением, но на весу. Для этого под зажимаемые края пластины размещали узкие стальные планки так, чтобы наплавка осуществлялась с зазором в 10 мм от поверхности сварочного стола.

Наплавку каждой пластины начинали со стороны жесткого закрепления и вели к другому краю без перерывов на охлаждение, согласно схеме, изображенной на рис. 1. После наплавки слоя прижимные планки не снимали до полного остывания пластины, после чего проводили визуальный осмотр.

Измерение деформаций проводилось при помощи жесткой линейки, устанавливаемой с тыльной стороны наплавленной пластины, и индикаторной головки, перемещаемой по линейке, с регистрацией отдельных точек по схеме, изображенной на рис. 2. Так как было запланировано большое количество экспериментов, для облегчения последующего анализа полные профилограммы снимались только в перпендикулярном направлении к наплавленным швам по центру

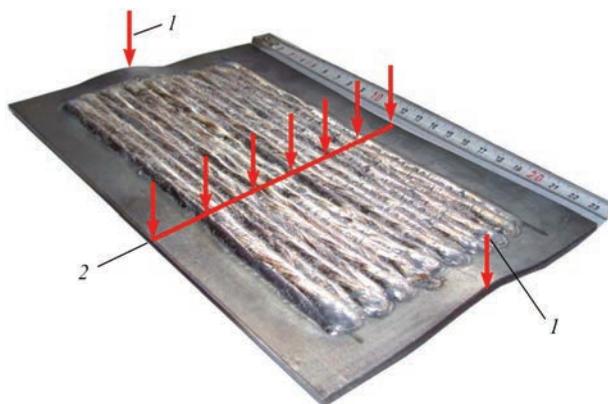


Рис. 2. Схема замеров величины деформации пластин после наплавки: 1 — замеры максимальной величины деформации на свободных краях пластин; 2 — замеры величины деформаций в поперечном направлении по центру пластины, на различном расстоянии l от ее края

пластины, а в качестве дополнительных параметров фиксировали также величину максимальной деформации по свободным краям пластин.

Обсуждение полученных результатов. Было установлено, что при наплавке в один и два слоя полностью прижатых к поверхности сварочного стола пластин, в наплавленном металле отсутствуют дефекты типа прожогов, пор, трещин и т.п. Вследствие наплавки все пластины получили деформацию в виде выгиба вверх, однако величина этих деформаций в каждом случае была разной.

Для данного типа закрепления наибольшие деформации были зафиксированы для пластин, наплавленных аустенитной проволокой Св-Х-19Н18Г6М3В2, максимальные значения деформации для пластин, наплавленных в два слоя, составили 2,7 мм в центре пластины и 6,7 мм на их свободных краях. Промежуточное значение величины деформации имели пластины, наплавленные проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС — их максимальная деформация составила 2,4 и 6,5 мм, соответственно. Наименьшая же величина деформаций была отмечена у пластин, наплавленных проволокой Св-08А — 0,8 мм в центре пластины и 4,5 мм на свободных краях.

Такое различие в остаточных деформациях пластин при наплавке разными по химическому составу и структурному классу проволоками, очевидно, объясняется появлением остаточных напряжений, вызванных большой разницей между величинами КТР основного и наплавленного металлов в случае наплавки проволокой Св-Х-19Н18Г6М3В2, а также мартенситным превращением с увеличением объема, в случае наплавки проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС.

В случае закрепления пластин на весу с зазором 10 мм к поверхности сварочного стола, получить наплавленный слой без прожогов удалось лишь при повышении скорости наплавки с 30 до 40 м/ч. Остальные режимы наплавки остались неизменными. В этом случае также было отмечено, что наибольшие деформации характерны для пластин, наплавленных аустенитной проволокой Св-Х-19Н18Г6М3В2, однако величина и характер деформации пластин, наплавленных на весу, отличались от деформации пластин, наплавленных без зазора.

Несмотря на то, что при наплавке с зазором, максимальная деформация пластин на свободных краях была несколько ниже, чем без него: 5,8 мм для пластины, наплавленной проволокой Св-Х-19Н18Г6М3В2; 5,5 мм — при наплавке проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС и 3,6 мм — в случае наплавки проволокой Св-08А, величина деформации по центру пластины была значительно выше, чем при наплавке без зазора (рис. 3).

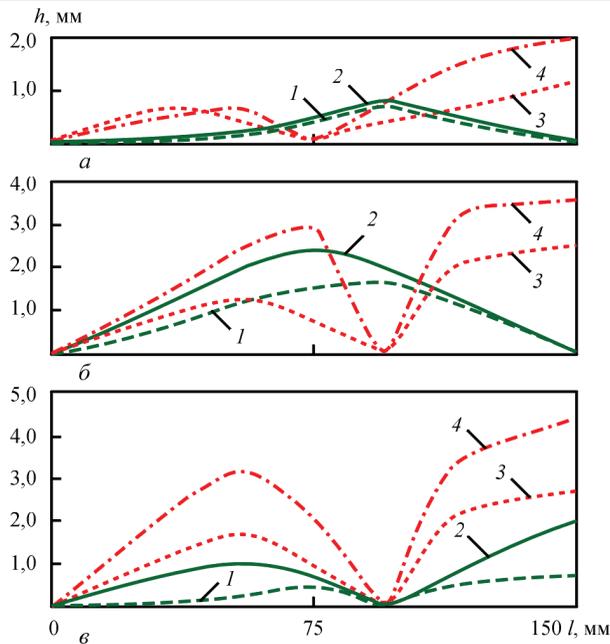


Рис. 3. Величина деформации по центру пластин, закрепленных без зазора и с зазором, и наплавленных в один и два слоя проволоками: Св-08А (а), Пп-Нп-25Х5ФМС (б) и Св-Х-19Н18Г6МЗВ2 (в): 1 — наплавка без зазора, 1-й слой; 2 — наплавка без зазора, 2-й слой; 3 — наплавка с зазором, 1-й слой; 4 — наплавка с зазором, 2-й слой



Рис. 4. Внешний вид деформированного поперечного края пластины после наплавки двух слоев проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС при закреплении без зазора (а) и с зазором (б)

Также следует отметить, что в результате ухудшения условий теплоотдачи наплавливаемых заготовок, а также жесткости их закрепления, пластины, наплавленные с зазором, получили неблагоприятный, с точки зрения последующей возможной правки, поперечный профиль (рис. 4).

Таким образом, экспериментально было установлено, что на остаточные деформации при электродуговой наплавке пластин в наибольшей степени оказывает влияние различие физико-механических свойств и структурного состояния основного и наплавленного металла, а также способ закрепления пластин на сварочном столе.

Применение электродных материалов с КТР, близким к основному металлу, но у которых при охлаждении наплавленного металла происходят значительные структурные превращения, по уровню влияния на остаточные деформации сопоста-

вимо с наплавкой материалами без таких превращений, но с большой разницей в КТР основного и наплавленного металлов.

В последующих работах планируется более подробное описание установленных закономерностей с проведением сравнительных исследований напряженного и структурного состояния наплавленных пластин.

Выводы

1. При дуговой наплавке тонких стальных пластин на уровень их деформации влияют следующие основные факторы:

- различие в КТР основного и наплавленного металла;
- структурные превращения, протекающие в наплавленном металле при охлаждении;
- способ закрепления пластины на сварочном столе.

2. Из приведенных выше факторов на величину остаточных деформаций наибольшее влияние оказывает химический состав и структура наплавленного металла, что проявляется в различиях КТР и структурных превращений во время охлаждения основного и наплавленного металлов.

3. Использование прижимных приспособлений с теплоотводящими поверхностями при наплавке тонких пластин может обеспечить уменьшение остаточных деформаций при соблюдении хорошего теплового контакта между наплавливаемой пластиной и теплоотводящей поверхностью.

Список литературы

1. Винокуров В.А., Григорьянц А.Г. (1984) *Теория сварочных деформаций и напряжений*. Москва, Машиностроение.
2. Касаткин Б.С., Прохоренко В.М., Чертов И.М. (1987) *Напряжения и деформации при сварке*. Киев, Вища школа.
3. Макаров Э.Л. (1991) *Сварка и свариваемые материалы*: в 3-х т. Т. 1. *Свариваемость материалов*. Москва, Металлургия.
4. Лобанов Л.М., Павловский В.И., Логинов В.П., Пашин Н.А. (1990) Регулирование термодформационных циклов при сварке листовых конструкций с применением теплопоглотителей. *Автоматическая сварка*, **9**, 39–46.
5. Гедрович А.И., Жидков А.Б. (2000) Применение теплоотводящих устройств для снижения сварочных деформаций и напряжений. *Там же*, **2**, 45–49.
6. Зубченко А.С., Колосков М.М., Каширский Ю.В. (2003) *Марочник сталей и сплавов*. 2-е изд. Москва, Машиностроение.
7. Рябцев И.А., Сенченков И.К. (2013) *Теория и практика наплавочных работ*. Киев, ЕкоТехноЛогія.
8. Пантелеенко Ф.И., Лялякин В.П., Иванов В.П. (2003) *Восстановление деталей машин. Справочник*. Иванов В.П. (ред.). Москва, Машиностроение.
9. Бабинцев А.А., Рябцев И.А. (2017) Порошковая проволока для износостойкой наплавки тонколистовых конструкций. *Автоматическая сварка*, **1**, 64–67.

References

1. Vinokurov, V.A., Grigoryants, A.G. (1984) *Theory of welding strains and stresses*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

2. Kasatkin, B.S., Prokhorenko, V.M., Chertov, I.M. (1987) *Welding stresses and strains*. Kiev: Vyshcha Shkola [in Russian].
3. Makarov, E.L. (1991) *Welding and welded materials. In: 3 Vol. Vol. 1: Weldability of materials*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
4. Lobanov, L.M., Pavlovsky, V.I., Loginov, V.P., Pashchin, N.A. (1990) Regulation of thermodeformational cycles in welding of sheet structures using heat absorbers. *Avtomatic. Svarka*, **9**, 39-46 [in Russian].
5. Gedrovich, A.I., Zhidkov, A.B. (2000) Application of heat sinks for reduction of welding strains and stresses (Review). *The Paton Welding J.*, **2**, 41-44.
6. Zubchenko, A.S., Koloskov, M.M., Kashirsky, Yu.V. (2003) *Steel and alloy grades. 2nd Ed.*, Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
7. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K. (2013) *Theory and practice of welding works*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
8. Panteleenko, F.I., Lyalyakin, V.P., Ivanov, V.P. (2003) *Restoration of machine parts: Refer. book*. Ed. by V.P. Ivanov. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
9. Babinets, A.A., Ryabtsev, I.A. (2017) Flux-cored wire for wear-resistant surfacing of thin-sheet structures. *The Paton Welding J.*, **1**, 54-57.

ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ТА СТРУКТУРИ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ НА ДЕФОРМАЦІЮ ТОНКИХ СТАЛЕВИХ ПЛАСТИН

А.А. Бабінець

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

У статті наведено порівняльну експериментальну оцінку впливу різних чинників на залишкові деформації при дуговому наплавленні тонких сталевих пластин. Оцінювали вплив хімічного складу, структурного стану і способу закріплення деталі при наплавленні дротами Св-08А, ПП-Нр-25Х5ФМС і Св-Х19Н18Г6М3В2 на пластини зі сталі Ст3 розмірами 3×150×240 мм при різних умовах їх закріплення. Експериментально встановлено, що найбільший вплив на рівень залишкових деформацій надає відмінність у фізичних властивостях і структурному стані основного і наплавленого металів. Результати, отримані в даній роботі, можуть бути використані при розробці технології зносостійкого наплавлення тонколистових конструкцій. Бібліогр. 9, табл. 2, рис. 4.

Ключові слова: дугова наплавка, тонка пластина, залишкові деформації, структурні зміни, коефіцієнт теплового розширення, спосіб закріплення, зносостійкий шар

EFFECT OF COMPOSITION AND STRUCTURE OF DEPOSITED METAL ON DEFORMATION OF THIN STEEL PLATES

A.A. Babinets

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper provides a comparative experimental evaluation of effect of different factors on residual deformations in arc surfacing of thin steel plates. Effect of composition, structure state and part fixing method in surfacing with Sv-08A, PP-Np-25Kh5FMS and Sv-Kh19N18G6M3V2 wires on plates from St3 steel of 3×150×240 mm size were evaluated at different conditions of their fixing. It is experimentally determined that differences in physical properties and structural state of base and deposited metal have the highest effect on the level of residual deformations. The results obtained in this work can be used in development of technology of wear-resistant surfacing of thin sheet structures. 9 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

Keywords: arc surfacing, thin plate, residual deformations, structural changes, coefficient of thermal expansion, fixing method, wear-resistant layer

Поступила в редакцію 25.03.2019



**ООО «Фроніус Україна»
проводит семінари:**

20 юнія 2019 г. — «Роботизация сварочных процессов»

Контакты: тел.: +38 044 277-21-41; факс: +38 044 277-21-44

E-mail: sales.ukraine@fronius.com

www.fronius.ua

ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА СВАРКИ МЕТАЛЛОПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ МАРКИ ТМВ5-МК

А.А. Голякевич¹, Л.Н. Орлов¹, С.Ю. Максимов²

¹ООО «ТМ.ВЕЛТЕК», 03150, г.Киев, ул. Казимира Малевича, 15. E-mail: office@veldtec.ua

²ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В настоящее время на мировом рынке сварочных материалов сохраняется устойчивая тенденция роста потребления порошковых проволок. Одной из быстро развивающихся технологий изготовления металлоконструкций является дуговая сварка в защитных газах порошковой проволокой с металлическим сердечником. Металлопорошковые проволоки по технологии использования не отличаются от проволок сплошного сечения, а по ряду технологических характеристик даже превосходят их. В ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» разработано и освоено производство высокопроизводительной металлопорошковой проволоки марки ТМВ5-МК для сварки в смеси 82% Ar + 18% CO₂. Установлено, что металлопорошковая проволока обеспечивает высокую стабильность горения дуги в широком диапазоне режимов сварки. При сварке на одинаковых режимах в оптимальном диапазоне показатель стабильности горения дуги при использовании проволоки сплошного сечения Св-08Г2С ниже в 3 раза по сравнению с металлопорошковой проволокой ТМВ5-МК. Показано, что на стабильность процесса сварки значительное влияние оказывают электродинамические свойства источника питания и этот фактор необходимо учитывать при оценке сварочно-технологических свойств сварочных проволок и разработке рекомендаций по их применению. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 4.

Ключевые слова: металлопорошковая проволока, проволока сплошного сечения, источник питания, стабильность горения дуги, короткие замыкания

В настоящее время в странах Евросоюза, особенно Польше, Чехии, Словакии и Германии наблюдается существенный подъем производства различных металлоконструкций и соответственно увеличение объема сварочных работ. На мировом рынке сварочных материалов сохраняется устойчивая тенденция роста потребления порошковых проволок в различных отраслях промышленности [1, 2]. В последние годы одной из быстро развивающихся технологий изготовления металлоконструкций является дуговая сварка порошковой проволокой с металлическим сердечником в среде углекислого газа либо смесей аргона с углекислым газом [3, 4]. Металлопорошковые проволоки современной номенклатуры по технологии использования не отличаются от проволок сплошного сечения, а по ряду технологических характеристик даже превосходят их [5–7]. В первую очередь это касается стабильности процесса горения дуги, переноса жидкого электродного металла, характеристики проплавления основного металла и формирования металла сварного шва за счет использования композиции сердечника. Последний включает кроме металлических порошков небольшое количество минеральных компонентов, стабилизирующих горение электрической дуги и улучшающих металлургические характеристики плавления проволоки и формирование металла шва.

При сварке металлопорошковой проволокой используется практически такая же техника, как и при сварке порошковой проволокой, при том,

что она удобнее и проще в работе, образует более ровный сварной шов и обеспечивает минимальное разбрызгивание электродного металла и образование только следов шлака на поверхности шва.

По сравнению с проволокой сплошного сечения металлопорошковая проволока обеспечивает более высокое качество сварных швов и сравнимую производительность сварки (коэффициент наплавки 92...98 %) и в то же время помогает снизить ее себестоимость. Кроме того, в странах ЕС от сварщиков с допуском к процессу МАГ не требуется проходить дополнительную аттестацию, поэтому они сразу допускаются к работе металлопорошковой проволокой (стандарт ISO 9606 часть 1).

Учитывая мировые тенденции развития механизированной сварки и отсутствие отечественных аналогов в ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» разработано и освоено производство высокопроизводительной металлопорошковой проволоки марки ТМВ5-МК для сварки в смеси М21 (82% Ar + 18% CO₂).

Целью проведенных исследований было изучить особенности процесса сварки металлопорошковой проволокой по сравнению со сваркой проволокой сплошного сечения. Контроль электрических параметров процесса сварки выполнялся с применением информационно-измерительной системы (ИИС) на базе персонального компьютера и модуля аналогового ввода Е–440 [8]. ИИС выполнялся непрерывный анализ и запись показателей регистрируемых параметров с частотой 10 кГц во время всего цикла сварки.

Электрические и временные параметры процесса сварки металлопорошковой проволокой ТМВ5-МК

Номер п/п	$U_{\text{ср}}, \text{В}$	$I_{\text{ср}}, \text{А}$	$K_V^U, \%$	$K_V^I, \%$	$N_{\text{к.з.}}$	$\tau_{\text{к.з.ср}}, \text{мс}$	$N_{\text{к.з.действ.}}$	$\tau_{\text{к.з.действ.}}$	$f_{\text{к.з.}}, \text{Гц}$
1	27	198	4,1	7,9	-	-	-	-	-
2	24	187	4,9	11,0	-	-	-	-	-
3	21	181	8,1	14,7	55	0,0009	16	0,0021	2,8
4	22,5	124	4,7	16,1	11	0,0006	-	-	0,55
5	19,9	118	9,0	25,7	134	0,0013	63	0,0024	6,1
6	24,2	287	7,3	7,8	-	-	-	-	-
7	27,9	302	3,7	3,6	-	-	-	-	-
8	30,7	304	3,1	3,6	-	-	-	-	-

Примечание. $U_{\text{ср}}, I_{\text{ср}}$ — средние значения напряжения дуги и тока сварки; K_V^U, K_V^I — коэффициенты вариации по напряжению и току; $N_{\text{к.з.}}, f_{\text{к.з.}}$ — количество и частота коротких замыканий; $\tau_{\text{к.з.ср}}$ — среднее значение длительности коротких замыканий; $N_{\text{к.з.действ.}}$ и $\tau_{\text{к.з.действ.}}$ — количество и длительность действительных коротких замыканий.

Для оценки особенностей процесса сварки измеряли следующие электрические и временные параметры: $U_{\text{д}}$ и $I_{\text{св}}$ — напряжение дуги и ток сварки; $U_{\text{г.д}}$ и $I_{\text{г.д}}$ — напряжение и ток горения дуги; $U_{\text{к.з}}$ и $I_{\text{к.з}}$ — напряжение и ток короткого замыкания; $T_{\text{к.з}}$ — интервал между короткими замыканиями электродного промежутка каплей расплавленного металла. Характер переноса металла оценивали по длительности коротких замыканий $\tau_{\text{к.з}}$ их количеству $N_{\text{к.з}}$ и частоте $f_{\text{к.з}}$. Анализ особенностей горения дуги проводили по гистограммам напряжения на дуге и

тока сварки с помощью метода поэтапной обработки многомодальных распределений. В этом случае для каждого отдельного участка гистограммы определялись количество событий (измерений), среднее значение параметра, дисперсия и коэффициент вариации K_V [8].

Полученная информация позволяет получить количественную оценку кинетики плавления порошковой проволоки и перехода расплавленного металла в сварочную ванну, стабильности процесса горения сварочной дуги.

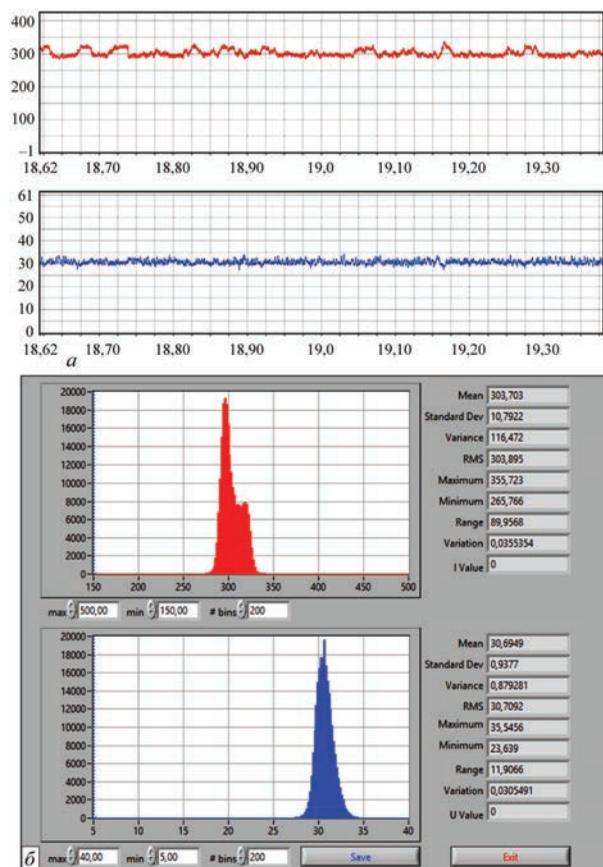


Рис. 1. Осциллограмма (а) процесса сварки металлопорошковой проволокой ТМВ5-МК и гистограммы тока и напряжения (б)

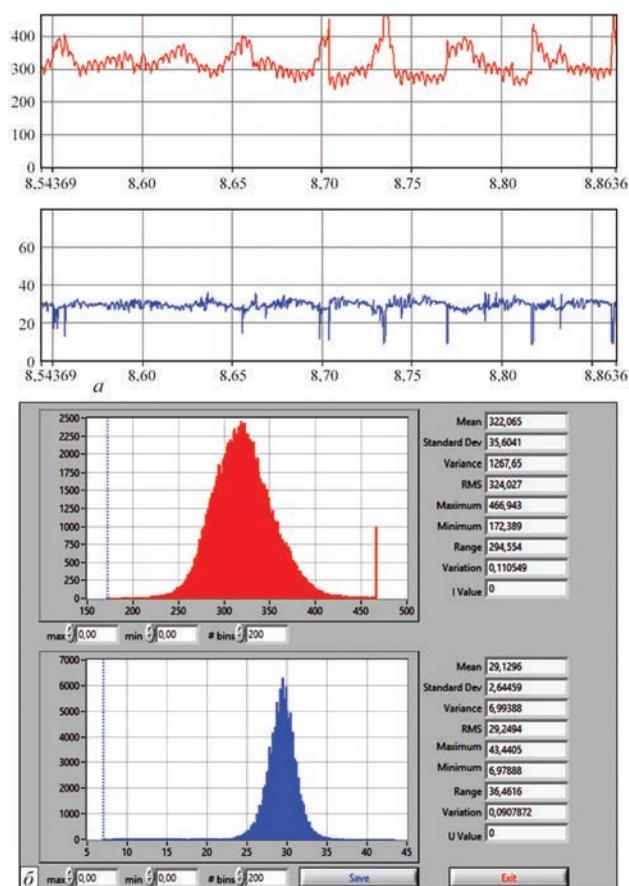


Рис. 2. Осциллограмма (а) процесса сварки проволокой Св-08Г2С и гистограммы тока и напряжения (б)

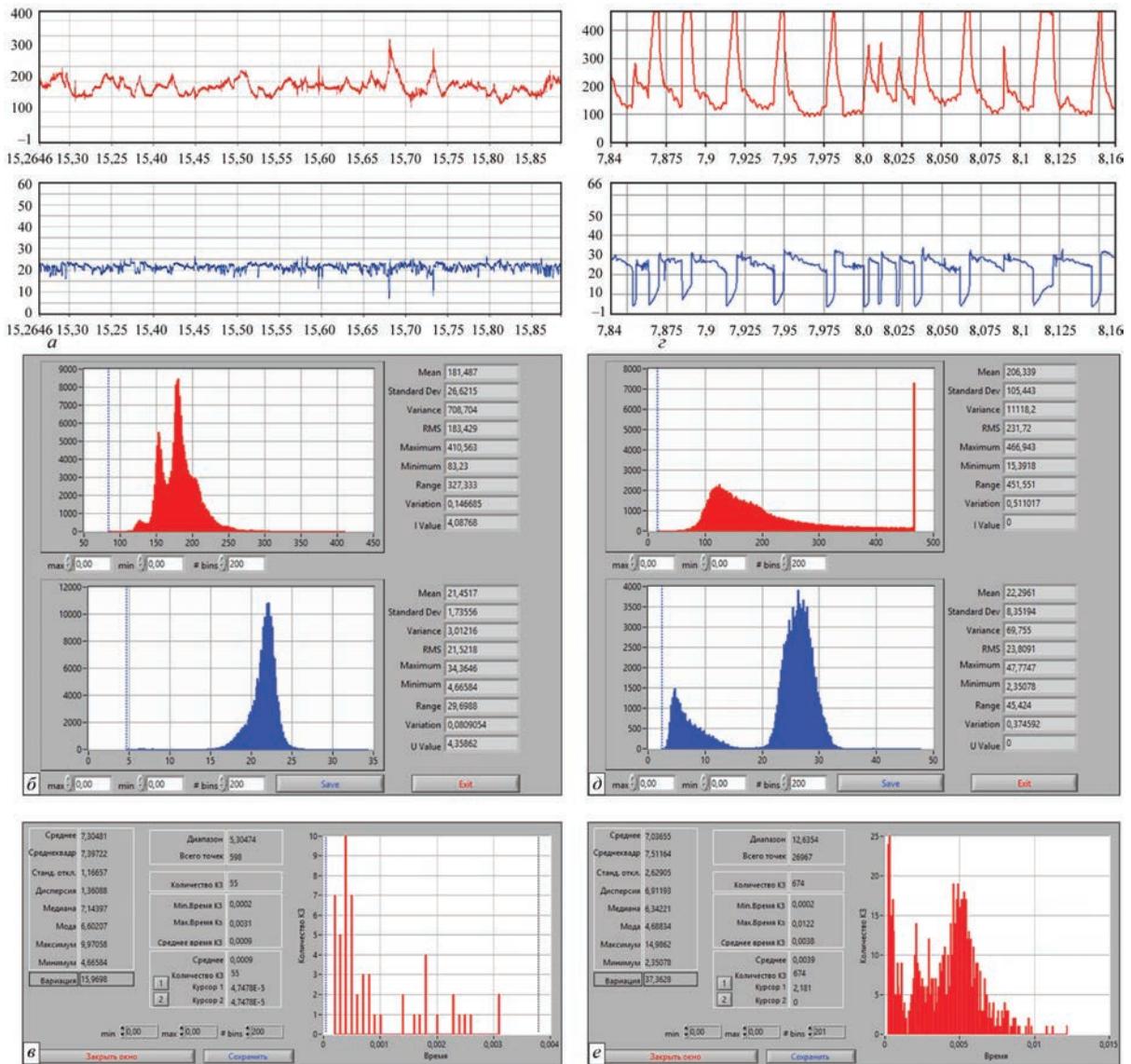


Рис. 3. Осциллограммы (а, с), гистограммы тока и напряжения (б, д) коротких замыканий (в, е) при сварке на пониженном режиме проволоками ТМВ5-МК и Св-08Г2С, соответственно

Сварка металлопорошковой проволокой ТМВ5-МК диаметром 1,2 мм выполнялась в автоматическом режиме. Параметры режима сварки изменялись в следующем диапазоне: $I_{св} = 120...300$ А, $U_d = 21...31$ В, $v_{св} = 14$ м/ч. Полученные результаты приведены в таблице.

Как видно из приведенных данных при сварке на короткой дуге ($U_d \leq 23$ В) процесс сопровождается кратковременными короткими замыканиями. С увеличением напряжения они исчезают и максимальная стабильность процесса сварки достигается на максимальных режимах $I_{св} = 300$ А, $U_d = 31$ В. Об этом свидетельствует минимальное значение коэффициента вариации по напряжению (3,1 %). Осциллограмма процесса и гистограммы тока и напряжения приведены на рис. 1. Ось ординат гистограмм представляет собой количество повторений мгновенного значения исследуемого параметра.

Для сравнения на рис. 2 приведена аналогичная информация, полученная при сварке проволокой сплошного сечения Св-08Г2С.

Из приведенных рисунков видно, что в последнем случае сварка проходит менее стабильно с периодическими колебаниями тока и напряжения в момент перехода капель, коэффициент вариации по напряжению больше почти в 3 раза (9,1 %). На пониженных режимах сварки преимущество металлопорошковой проволоки становится еще более заметным (рис. 3). Несмотря на появление кратковременных коротких замыканий со средней длительностью 2,1 мс коэффициент вариации по напряжению сохраняется на низком уровне (8,1 %). Сварка проволокой Св-08Г2С сопровождается периодическими короткими замыканиями со средней длительностью 4,7 мс, коэффициент вариации по напряжению вырос более чем в 4 раза (37,5 %). Необходимо отметить, что гисто-

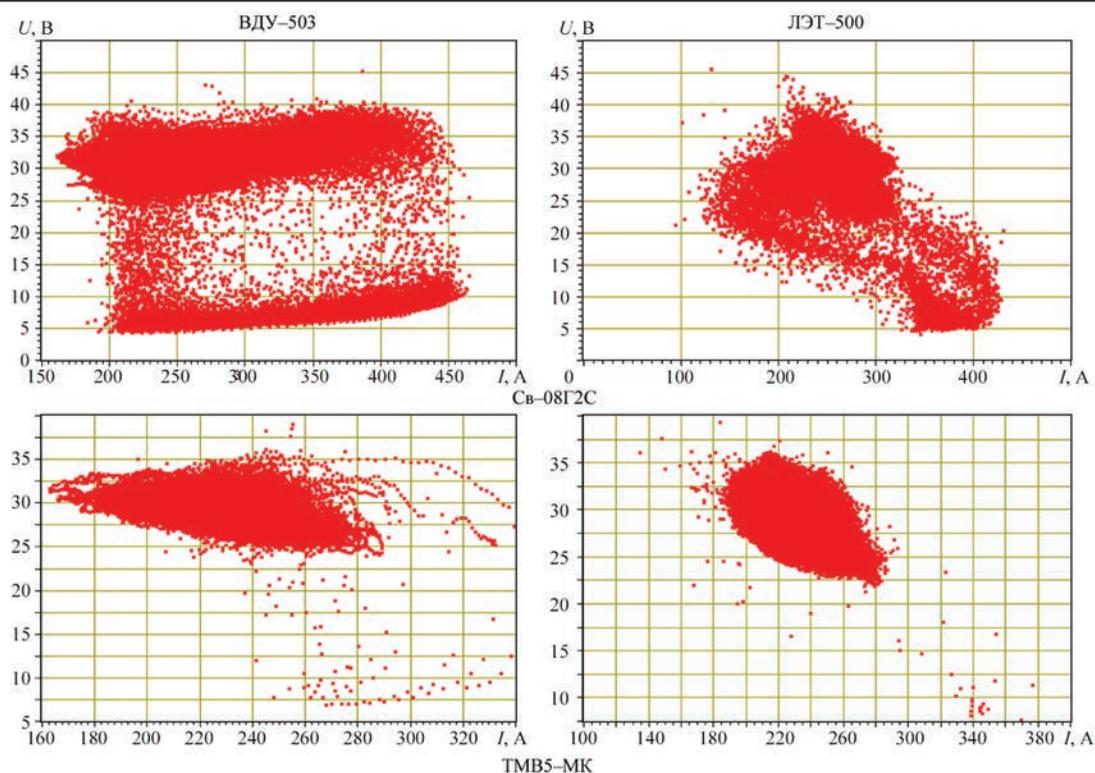


Рис. 4. Динамические вольтамперные характеристики процесса сварки

граммы коротких замыканий имеют двухмодальный характер — левая мода представляет собой случайные, а правая — действительные короткие замыкания.

В ходе исследований было отмечено значительное влияние на стабильность процесса сварки типа сварочного источника питания, что связано с его внешней характеристикой и электродинамическими показателями. На рис. 4 приведены динамические вольт-амперные характеристики процесса сварки с использованием тиристорного источника питания ВДУ-503 и инверторного ЛЭТ-500. Инверторный источник питания ЛЭТ 500 обеспечил более стабильный процесс, для которого характерна более локализованная зона событий регистрируемых электрических параметров горения сварочной дуги.

Выводы

1. Процесс сварки металлпорошковой проволокой характеризуется высокой стабильностью горения дуги в широком диапазоне режимов сварки с более высокими технологическими показателями ее применения по сравнению с проволокой сплошного сечения Св-08Г2С.

2. При сварке на одинаковых режимах в оптимальном диапазоне показатель стабильности горения дуги при использовании проволоки сплошного сечения Св-08Г2С ниже в 3 раза.

3. Сварка на пониженных режимах сварки приводит к появлению коротких замыканий, однако для

металлопорошковой проволоки коэффициент вариации по напряжению сохраняется на уровне 8,1 %, тогда как для проволоки сплошного сечения он увеличился более чем в 4 раза до 37,5 %, что значительно превышает допустимое значение 20 %.

4. Электродинамические свойства источника питания оказывают значительное влияние на стабильность процесса сварки и это фактор необходимо учитывать при оценке сварочно-технологических свойств сварочных проволок.

Список литературы

1. Мазур А.А., Маковецкая О.К., Пустовойт С.В., Бровченко Н.С. (2015) Порошковые проволоки на мировом и региональном рынках сварочных материалов (Обзор). *Автоматическая сварка*, 5-6, 68–74.
2. Шлепаков В.Н., Гаврилюк Ю.А., Котельчук А.С. (2010) Современное состояние разработки и применения порошковых проволок для сварки углеродистых и низколегированных сталей. *Там же*, 3, 46–51.
3. Reinhard Rosert, Карасев М.В. Порошковые проволоки – тенденции, развитие и их применение в промышленности. *Международная научно-техн. конф. «Сварочные материалы-2012» к 100-летию «ЦНИИМ», 16–18 октября 2012 г.*, Санкт-Петербург, сс. 220–230.
4. Карасев М.В., Алимов А.Н., Гребенчук В.Г. и др. (2008) Сварка стыковых швов мостовых конструкций и трубопроводов порошковой проволокой с использованием оборудования для управления переносом металла. *Автоматическая сварка*, 0, 48–52.
5. Металлопорошковая проволока OUTERSHIELD®. <https://www.lincolnelectric.com/ru-ru/support/process-and-theory/Pages/metal-cored-wires.aspx>.
6. Advantages and Disadvantages of Metal Cored Wires. <https://www.esabna.com/us/en/education/blog/advantages-and-disadvantages-of-metal-cored-wires.cfm>.
7. Газоэлектрическая сварка металлоконструкций порошковой проволокой с металлическим сердечником. <http://www.spetsselectrode>.

ru/download/2017-Gazoelectricheskaya-svarka-metallokonstrukciy-poroshkovoy-provolokoy-s-metallicheskim-serdechnikom/1.htm.

8. Пирумов А.Е., Скачков И.О., Супрун С.А., Максимов С.Ю. (2007) Специализированная информационно-измерительная система для мониторинга процесса дуговой сварки. *Автоматическая сварка*, **8**, 41–43.

References

1. Mazur, A.A., Makovetskaya, O.K., Pustovojt, S.V., Brovchenko, N.S. (2015) Flux-cored wires at the world and regional markets of welding consumables (Review). *The Paton Welding J.*, **5-6**, 63-69.
2. Shlepakov, V.N., Gavrilyuk, U.A., Kotelchuk, A.S. (2010) State-of-the-art of development and application of flux-cored wires for welding of carbon and low-alloyed steels. *Ibid.*, **3**, 38-42.
3. Rosert, R., Karasyov, M.V. (2012) Flux-cored wires: tendencies, development and their application in industry. In: *Proc. of St.-Petersburg Int. Conf. on Welding Consumables*

- 2012 to 100th Anniversary of TsNIIM (Russian, St.-Petersburg, 16-18 October, 2012), 220-230.
4. Karasyov, M.V., Rabotinsky, D.N., Alimov, A.N. et al. (2008) Welding of butt joints of bridge structures and pipelines using flux-cored wire and equipment for metal transfer control. *The Paton Welding J.*, **0**, 42-45.
 5. Metal cored wire OUTERSHIELD®. <https://www.lincolnelectric.com/ruru/support/process-and-theory/Pages/metal-cored-wires.aspx>.
 6. Advantages and disadvantages of metal cored wires. <http://www.esabna.com./us/en/education/blog/advantages-and-disadvantages-of-metal-cored-wires.cfm>
 7. Gas-arc welding of metal structures by flux-cored wire with metal core. <http://www.spetsselectrode.ru/download/2017-Gazoelectricheskaya-svarka-metallokonstrukciy-poroshkovoy-provolokoy-s-metallicheskim-serdechnikom/1.htm>.
 8. Pirumov, A.E., Skachkov, I.O., Suprun, S.A., Maksimov, Yu.S. (2007) Specialized information-measuring system for monitoring the process of arc welding. *The Paton Welding J.*, **8**, 34-36.

ОСОБЛИВОСТІ ПРОЦЕСУ ЗВАРЮВАННЯ МЕТАЛОПОРШКОВИМ ДРОТОМ МАРКИ ТМВ5-МК

А.А. Голякевич¹, Л.М. Орлов¹, С.Ю. Максимов²

¹ТОВ «ТМ.ВЕЛТЕК», 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 15. E-mail: office@veldtec.ua

²ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В даний час на світовому ринку зварювальних матеріалів зберігається стійка тенденція зростання споживання порошкових дротів. Однією з технологій, що швидко розвиваються при виготовленні металоконструкцій, є дугове зварювання в захисних газах порошковим дротом з металевим сердечником. Металопорошкові дроти за технологією використання не відрізняються від дротів суцільного перетину, а по ряду технологічних характеристик навіть перевершують їх. В ТОВ «ТМ.ВЕЛТЕК» розроблено та освоєно виробництво високопродуктивних металопорошкових дротів марки ТМВ5-МК для зварювання в суміші 82% Ar + 18% CO₂. Встановлено, що металопорошкові дроти забезпечують високу стабільність горіння дуги в широкому діапазоні режимів зварювання. При зварюванні на однакових режимах в оптимальному діапазоні показник стабільності горіння дуги при використанні дроту суцільного перетину Sv-08G2C нижче в 3 рази в порівнянні з металопорошковим дротом ТМВ5-МК. Показано, що на стабільність процесу зварювання значний вплив мають електродинамічні властивості джерела живлення і цей фактор необхідно враховувати при оцінці зварюально-технологічних властивостей зварювальних дротів і розробці рекомендацій по їх застосуванню. Бібліогр. 8, табл. 1, рис. 4.

Ключові слова: металопорошковий дріт, дріт суцільного перетину, джерело живлення, стабільність горіння дуги, короткі замикання

PECULIARITIES OF WELDING PROCESS USING METAL FLUX-CORED WIRE OF GRADE TMV5-MK

A.A. Golyakevich¹, L.N. Orlov¹, S.Yu. Maximov²

¹LLC «TM.VELTEK». 15 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@veldtec.ua

²E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Currently, in the world market of welding consumables there is a steady trend in growing consumption of flux-cored wires. One of the rapidly developing technologies for manufacture of metal structures is arc welding in shielding gases using flux-cored wire with a metal core. The metal flux-cored wires as to the technology of application do not differ from the wires of solid section, and as to the number of technological characteristics they even surpass them. Taking into account the global trends in the development of mechanized welding and the lack of domestic analogues, LLC «TM.VELTEK» developed and mastered the production of high-performance metal flux-cored wire TMV5-MK for welding in a mixture of 82% Ar + 18% CO₂. It was established that metal flux-cored wire provides a high stability of arc burning in a wide range of welding conditions. Using the wire of solid section Sv-08G2S in welding at the same modes in the optimal range, the value of stability of arc burning is 3 times lower as compared to the metal flux-cored wire TMV5-MK. It is shown that the stability of welding process is significantly influenced by electrodynamic properties of the power source and this factor should be taken into account during evaluation of welding and technological properties of welding wires and development of recommendations for their application. 8 Ref., 1 Tabl., 4 Fig.

Key words: metal flux-cored wire, wire of solid section, power source, stability of arc burning, short circuit

Поступила в редакцію 17.04.2019

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ГЛУБОКОГО ПРОПЛАВЛЕНИЯ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА Inconel 718 МЕТОДОМ ВЫБОРОЧНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

С.В. Аджамский¹, А.А. Кононенко^{2,3}

¹Днепропетровский национальный университет им. О. Гончара.

49000, г. Днепр, просп. Гагарина, 72. E-mail: pk_dnu@i.ua

²LLC «Additive Laser Technology of Ukraine». 49000, г. Днепр, ул. Рыбинская, 144. E-mail: info@alt-print.com

³Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины.

49000, г. Днепр, пл. Академика Стародубова, 1. E-mail: office.isi@nas.gov.ua

Установлена зависимость между параметрами процесса выборочного лазерного плавления (мощность лазера и расстояние между треками) и микроструктурой образцов из сплава Inconel 718 при условии использования относительно малого диаметра луча (0,05 мм). Методом выборочного лазерного плавления на установке ALT Alfa-150 производства LLC «Additive Laser Technology of Ukraine» были изготовлены образцы из сплава Inconel 718. Для первой серии образцов задавали переменную мощность лазера в диапазоне 150...250 Вт, для второй — изменяли расстояние между треками в интервале 0,09...0,13 мм. Исследование микроструктуры проводилось при помощи оптического микроскопа AXIOVERT 200M MAT. Рассмотрены вопросы влияния параметров процесса выборочного лазерного плавления (мощность лазера, расстояние между треками) на структуру материала Inconel 718. По результатам работы определены зависимости между параметрами процесса выборочного лазерного плавления и глубиной и шириной ванны расплава. Определены условия глубокого проплавления с образованием крупных пор. Библиогр. 20, табл. 1, рис. 6.

Ключевые слова: аддитивные технологии, выборочное лазерное плавление, порошковые материалы, жаропрочные никелевые сплавы, Inconel 718, ванна расплава, условия глубокого проплавления

Технологии трехмерной печати изделий из металлических порошков появились в середине 1980-х гг. [1] и отличаются от традиционных способов тем, что изготовление изделий происходит путем последовательного наращивания порошкового материала слой за слоем под воздействием источника высокой энергии [2]. Наибольшее распространение в последние годы получила технология Selective Laser Melting (SLM) — выборочного лазерного плавления за счет возможности изготовления сложнопрофильных изделий по компьютерной модели практически из любых металлических порошков (цинк, бронза, сталь, титан и титановые сплавы, алюминий и алюминиевые сплавы, драгоценные металлы и др.).

Эта технология способна заменить классические производственные процессы, позволяет изготовить изделия, превосходящие по физико-механическим свойствам металлопродукцию, созданную по стандартным технологиям. С помощью выборочного лазерного плавления можно создать уникальные сложнопрофильные изделия без использования механической обработки и дорогой оснастки. На сегодняшний день технология SLM нашла применение в оборонной промышленности, медицине, авиа- и ракетостроении. Однако производство каких-либо изделий по этой техно-

логии достаточно затратное из-за высокой сложности процесса.

В производстве авиационной и ракетно-космической техники особое место занимают сложные технологические процессы, применяемые при изготовлении ракетных двигателей и высоконагруженных узлов пневмо-гидравлической системы ракетоносителя из жаропрочных сплавов. Технология выборочного лазерного плавления позволяет в несколько раз сократить время и количество технологических операций, а число необходимого основного оборудования, численность которого измеряется в десятках, уменьшить до нескольких единиц [3].

На сегодняшний день актуальной задачей является создание и совершенствование оборудования для реализации процесса выборочного лазерного плавления и разработка рациональных режимов в зависимости от задач — материал, геометрия, свойства.

Цель исследования. Установить взаимосвязь между параметрами процесса выборочного лазерного плавления (изменение мощности лазера и расстояния между треками при постоянной скорости движения лазера при условии использования относительно малого диаметра луча — 0,05 мм) и микроструктурой изготавливаемых образцов из сплава Inconel 718 при режимах глубокого проплавления.

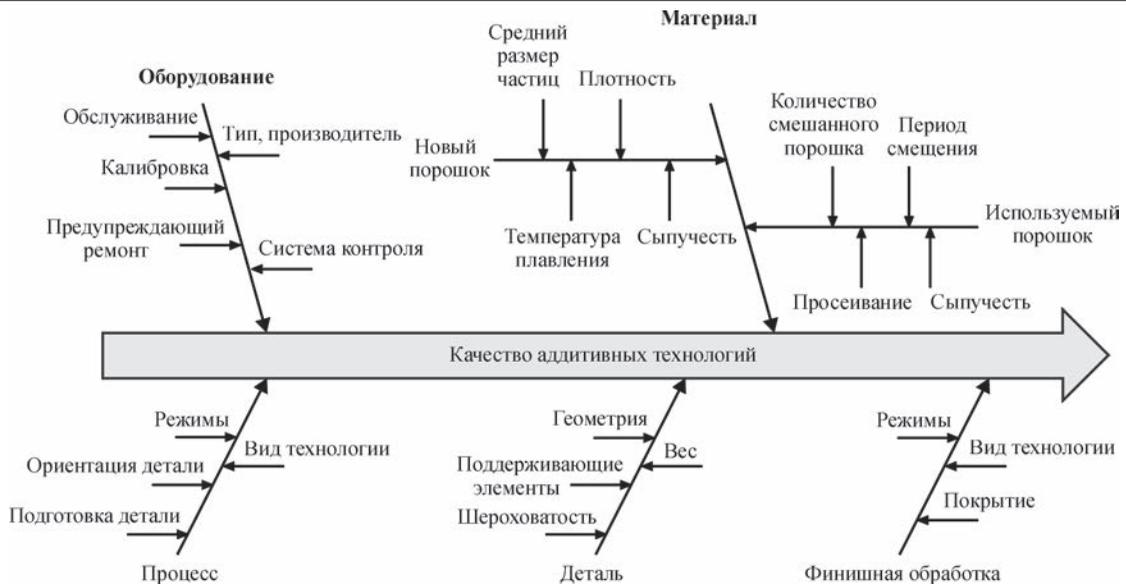


Рис. 1. Факторы, оказывающие влияние на качество металлоизделия при выборочном лазерном плавлении [5]

Состояние вопроса. Кроме технологических свойств порошковых материалов, используемых в технологии SLM, на качество конечных изделий влияет большое число параметров самого процесса лазерного плавления (рис. 1). К ним относятся мощность лазера, распределение энергии в лазерном пятне, скорость и траектория сканирования лазерного луча, расстояние между треками сканирования, толщина слоя порошкового материала, предварительный подогрев платформы, тип защитного газа [4].

Большое число работ посвящено исследованию влияния технологических характеристик порошков [5–11] и режимов изготовления [12–14] на свойства получаемых изделий.

Из анализа результатов указанных исследований следует, что основными факторами, влияющими на формирование сплавленного слоя при реализации технологии SLM, являются мощность лазерного излучения, скорость сканирования и траектория движения луча (закон заливки внутренней площади детали).

Описание условий эксперимента и обсуждение результатов. Изготавливались образцы размером 10×10 мм при толщине слоя смеси порошка 50 мкм, печатали 60 слоев. Образцы сплавлялись в среде аргона. В качестве подложки использовались пластины из нержавеющей стали. Подложка с порошком нагревалась до 80°C . Аргон подавался в камеру на протяжении всего процесса плавления, количество кислорода в камере не превышало 0,09 %. На рис. 2 изображены общий вид установки, рабочая зона, где происходит построение объекта и общий вид готовых образцов на платформе построения.

Эксперимент проводился на установке ALT Alfa-150 производства LLC «Additive Laser Technology of Ukraine». Исследование микроструктуры проводилось при помощи оптического микроскопа AXIOVERT 200M MAT.

Для изучения влияния мощности лазера на геометрию расплавленной ванны пять образцов из сплава Inconel 718 изготовили, поддерживая скорость сканирования 800 мм/с, интервал между треками — 0,1 мм и задавали переменную мощность лазера — 150, 175, 200, 225 и 250 Вт, соответственно. Угол поворота слоев относительно

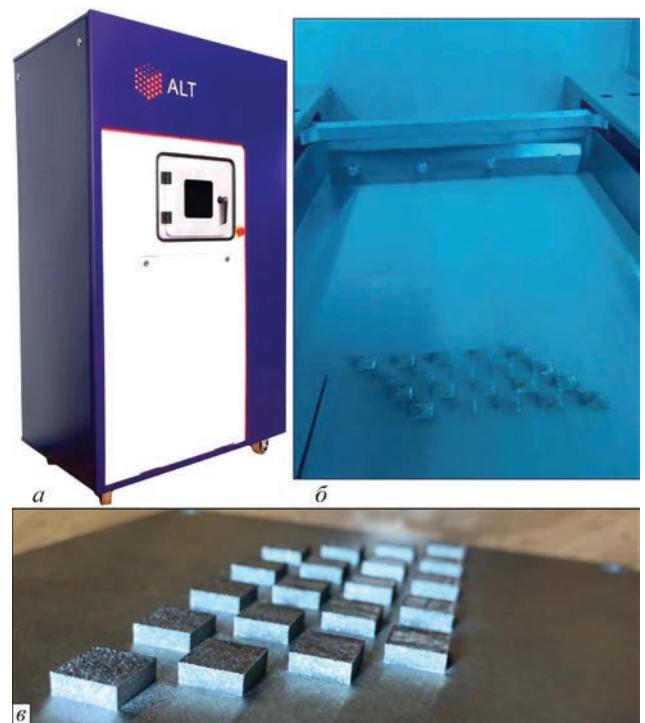


Рис. 2. Общий вид установки ALT Alfa-150 LLC «Additive Laser Technology of Ukraine» (а), рабочая зона (б) и общий вид готовых образцов на платформе построения (в)

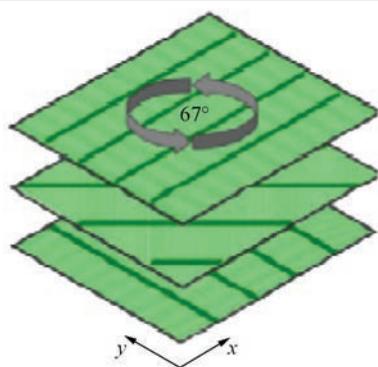


Рис. 3. Схема поворота слоев относительно предыдущего

предыдущего составлял 67° (рис. 3). На рис. 4 показана микроструктура опытных образцов № 1–5.

Были измерены конкретные размеры расплавленных ванн в верхней части каждого образца и определено среднее значение ширины w и глубины h одной ванны расплава для каждой мощности лазера. Результаты измерений показаны в таблице.

Видно, что значения w , h и мощность лазера P коррелируют, что соответствует результатам, полученным для других сплавов [15]. Видно, что значения w и h увеличились с увеличением мощности лазера, но интенсивность изменения постепенно уменьшается. Вероятно, это связано с тем, что увеличенная энергия лазера не может быть полностью поглощена порошком и расплавленной матрицей из-за ограниченной конвекции расплава и теплопередачи. Поэтому, глубина и ширина бассейна показывают взаимосвязь с мощностью лазера P , но они не прямо пропорциональны [16, 17].

Толщина слоя покрытия, использованного в этом эксперименте, составляла 50 мкм. Когда мощность лазера была 150 Вт, глубина расплавленной ванны составляла 193,5 мкм, что больше толщины трех слоев, а когда мощность лазера достигла 250 Вт, глубина бассейна расплава составляла 354,8 мкм, превышая толщину слоя в семь раз. В результате эксперимента установлено, что при мощности лазера более 175 Вт, скорости движения лазера 800 мм/с, толщине слоя 50 мкм, диаметре луча 0,05 мм создаются условия глубокого проплавления. При дальнейшем увеличении данного параметра увеличивается глубина ванны,

происходит схлопывание лунки, которое приводит к образованию крупных пор, что для напечатанной детали является неисправимым браком. Такое сечение трека также называют «замочной скважиной». Внешне трек, выполненный в этой области, выглядит стабильно, почти не имеет внешних дефектов. Однако в глубине сечения трека образуются крупные поры, рассеянные вдоль всего трека, вызванные неполным заполнением расплавом объема лунки и развитием процессов усадки в ней. Схема формирования пористости внутри ванны расплава показана на рис. 4.

Номер образца	Мощность лазера, Вт	Скорость движения лазера, мм/с	Пористость, %	Ширина бассейна, мкм	Глубина бассейна, мкм
1	150	800	0,5	58,1	193,5
2	175	800	0,3	70,6	225,8
3	200	800	0,7	83,9	258,1
4	225	800	2,1	90,3	322,6
5	250	800	3,2	96,7	351,8

Кроме того, увеличивается площадь участков с грубой микроструктурой и наблюдаются микротрещины, формирующиеся в результате микронапряжений, возникающих при затвердевании и охлаждении расплава из-за значительного перегрева.

В работе [19] определено, что при определенных значениях интервала сканирования наблюдается снижение пористости при прочих равных параметрах, поэтому для каждого сплава необходимо находить этот оптимум и это является одним из возможных путей улучшения структуры.

Интервал между треками – это расстояние между двумя соседними траекториями сканирования лазера (рис. 5). Это расстояние напрямую влияет на качество формования каждого слоя [20] и на производительность процесса. Кроме того, регулировка межтрекового интервала также влияет на качество внешнего вида детали.

Если шаг сканирования слишком мал, хотя непрерывность материала между соседними тре-

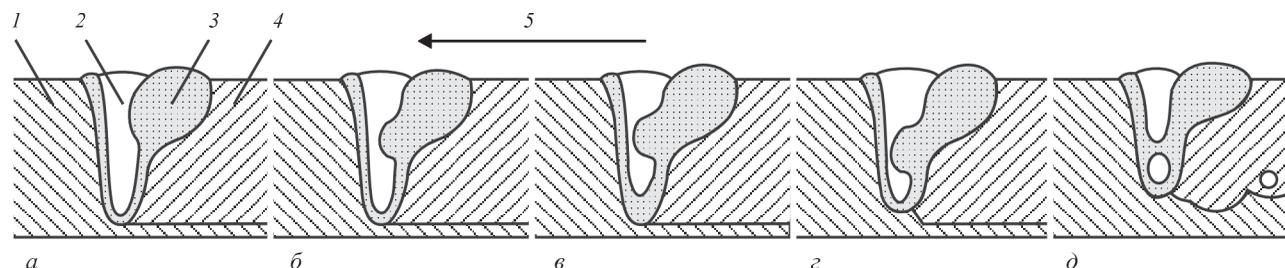


Рис. 4. Схема формирования пористости внутри ванны расплава трека, выполненного с параметрами глубокого проплавления [18] (а–д — соответствуют опытным образцам № 1–5): 1 — подложка; 2 — лунка; 3 — расплав; 4 — сплавленный трек; 5 — направление движения лазера

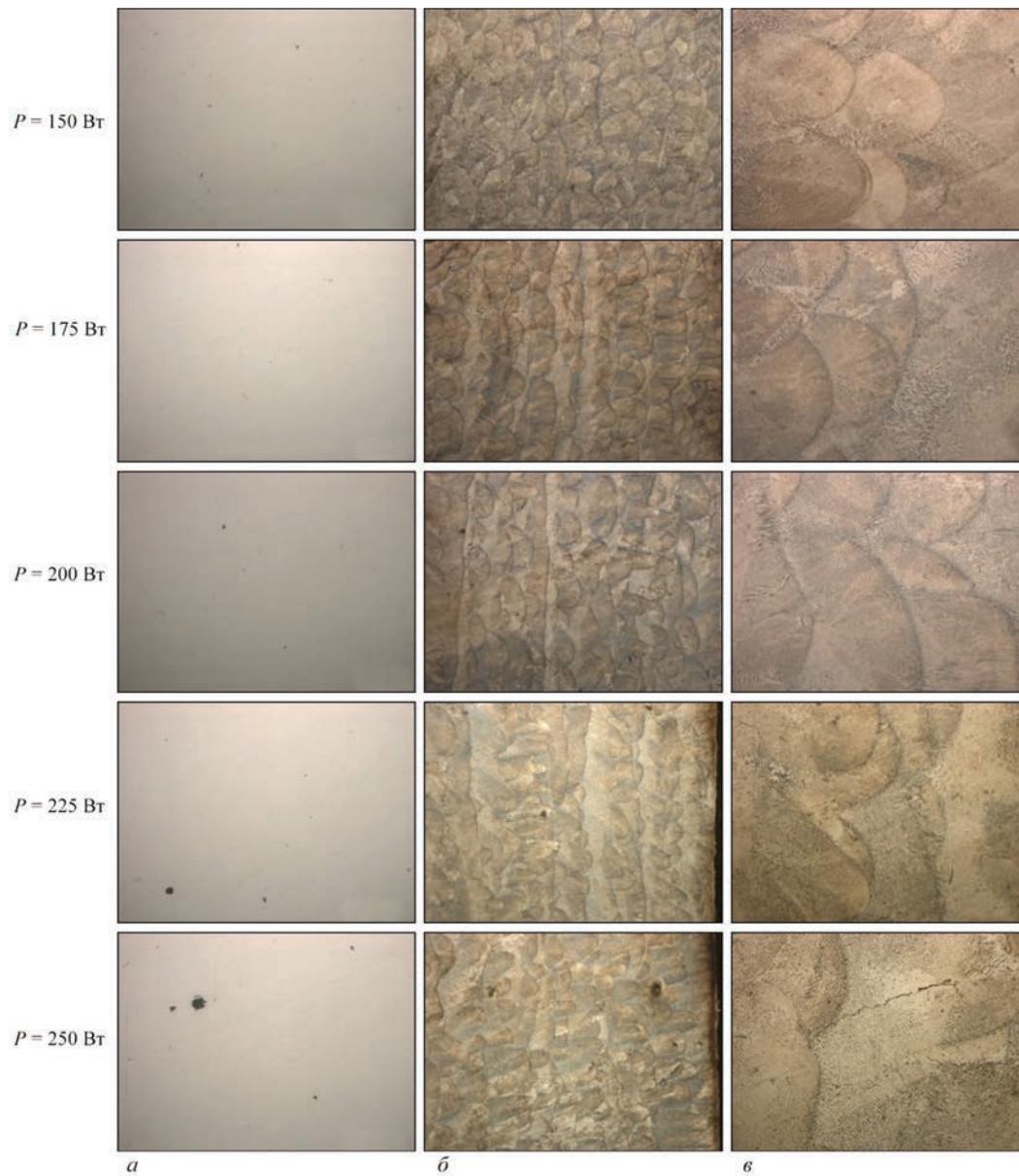


Рис. 5. Пористость (*а* — $\times 100$) и микроструктура (*б* — $\times 100$, *в* — $\times 500$) опытных образцов № 1–5 при различных мощностях лазера

ками будет увеличена, и образование пор будет меньше, вторичный переплав увеличивает тенденцию к образованию крупнозернистой структуры. Если шаг сканирования слишком велик, перекрытие между двумя треками будет недостаточным, не будет связи между соседними треками. Это генерирует большое количество пор, тем самым уменьшая плотность. Но увеличение межтрекового интервала увеличивает площадь переплава, тем самым увеличивая коэффициент использования лазера и скорость производства.

Чтобы исследовать влияние расстояния между треками на морфологию структуры металла из жаропрочного сплава Inconel 718 изготовили образцы с изменением указанного параметра от 0,09 до 0,13 мм. На рис. 6 показана микроструктура при различных режимах сканирования. В рамках

этого эксперимента установлено, что при расстоянии между треками 0,09 и 0,1 происходит локальный перегрев, вследствие которого увеличивается пористость, формируются участки с крупной микроструктурой. С увеличением данного параметра до 0,11 мм количество пор уменьшилось. Однако при увеличении интервала между треками до 0,13 мм формировались зазоры между ваннами плавления, повторная перекристаллизация, благотворно влияющая на конечную микроструктуру, не происходила. В результате эксперимента установлено, что оптимальные значения интервала между треками при условии тонкого луча лазера (порядка 0,05 мм) является 0,11...0,12 мм.

Дальнейшие исследования будут направлены на установление оптимальных режимов при изменении скорости сканирования и лучшего сочетания

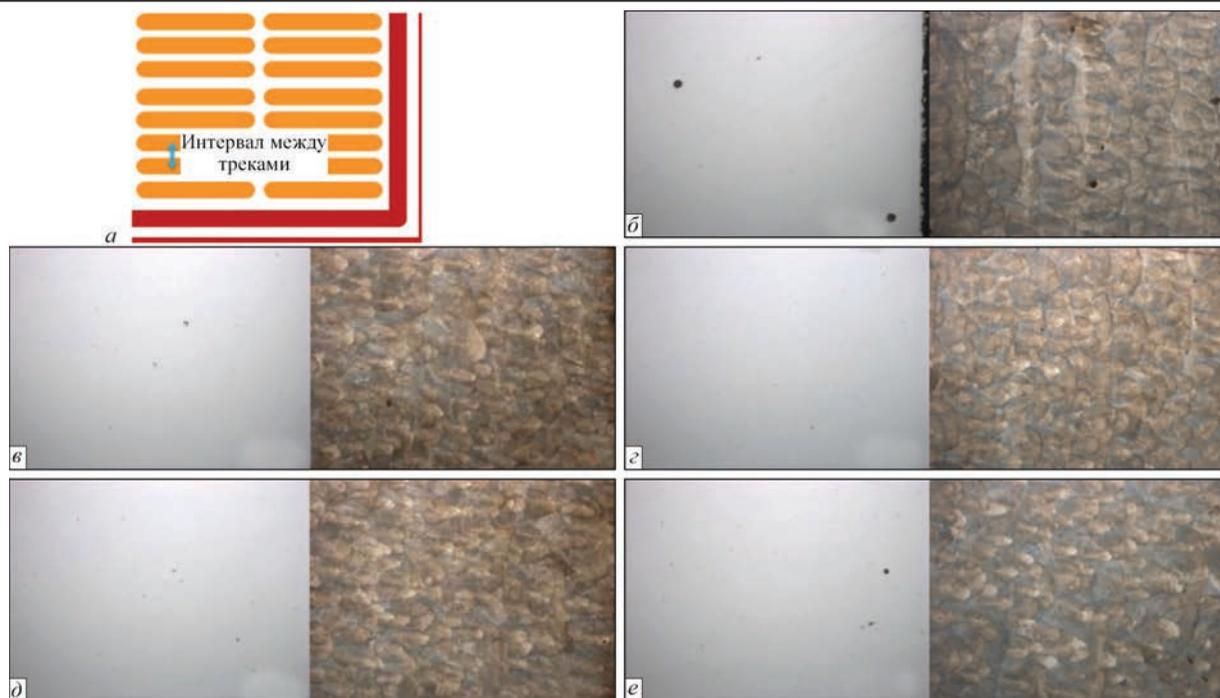


Рис. 6. Схема определения интервала между треками (a — $\times 100$), микроструктура ($\times 100$) образцов № 6–10 при различных расстояниях между треками: b – 0,09 мм; c – 0,10; d – 0,11; e – 0,12; e – 0,13

ния скорости и мощности лазера с учетом плотности излучения для достижения высокого качества металла и производительности установки.

Выводы

В результате исследований показано, что морфология расплавленной ванны связана с мощностью лазера и расстоянием между линиями сканирования. Определены значения параметров сканирования для сплава Inconel 718 с точки зрения снижения пористости и создания дисперсной микроструктуры: расстояние между треками 0,1 мм, мощность лазера 175 Вт при скорости движения лазера 800 мм/с, толщине слоя 50 мкм, диаметре луча 0,05 мм. Установлено, что при мощности лазера более 175 Вт создаются условия глубокого проплавления с формированием крупных пор.

Список литературы/References

- Zlenko M.A., Nagajcev M.V., Dovbysh V.M. (2015). *Аддитивные технологии в машиностроении*. Москва ГНЦ РФ ФГУП «НАМИ».
- Zlenko, M.A., Nagajtsev, M.V., Dovbysh, V.M. (2015) *Additive technologies in mechanical engineering*. Moscow, NAMI [in Russian].
- Campanelli, S.L., Contuzzi, N., Angelastro, A., Ludovico, A.D. (2010) Capabilities and Performances of the Selective Laser Melting 279. *Process: New Trends in Technologies: Devices, Computer, Communication and Industrial Systems*, pp. 233–252.
- Huzel, D.K., Huang, D.H. (1967). *Design of Liquid Propellant Rocket Engines*. Huston, National Aerospace and Space Administration.
- Бабакова Е.В., Химич М.А., Сапрыкин А.А., Ибрагимов Е.А. (2016). Применение селективного лазерного сплавления для получения низкомолекулярного сплава системы титан-ниобий. *Вестник ПНИПУ*, 18, 1, 117–131.
- Babakova, E.V., Khimich, M.A., Saprykin, A.A., Ibragimov, E.A. (2016) Application of selective laser melting for producing of low modulus alloy of Ti-Nb system. *Vestnik PNIPU*, 18, 1, 117–131 [in Russian].
- Kempen, K., Thijs, L., Van Humbeeck, J., Kruth, J.-P. (2012). Mechanical properties of AlSi10Mg produced by SLM. *Physics Procedia*, 39, 439–446.
- Olakanmi, E.O. (2013). Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al–Mg, and Al–Si powders: Effect of processing conditions and powder properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 213, 1387–1405.
- (1983) ГОСТ 25849-83. *Порошки металлические. Метод определения формы частиц*. Москва, Издательство стандартов.
- (1983) GOST 25849-83: *Metallic powders. Method for determination of particle shape*. Moscow, Izd-vo Standartov [in Russian].
- Louis, E., Fox, P., Sutcliffe, Ch.J. (2011). Selective laser melting of aluminium components. *Journal of Materials Processing Technology*, 211, 275–284.
- Olakanmi, E.O., Dalgarno, K.W., Cochrane, R.F. (2012). Laser sintering of blended AlSi powders. *Rapid Prototyping Journal*, 8 (2), 109–119.
- Aboulkhair, N.T., Everitt, N.M., Ashcroft I., Tuck Ch. (2014). Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing Journal*, 4, 77–86.
- Yadroitsev, I., Krakhmalev, P., Yadroitsava, I. et al. (2013). Energy input effect on morphology and microstructure of selective laser melting single track from metallic powder. *Journal of Materials Processing Technology*, 213, 606–613.
- Maamoun, A.H., Xue, Yi F., Elbestawi M.A., Veldhuis S.C. (2018). Effect of Selective Laser Melting Process Parameters on the Quality of Al Alloy Parts: Powder Characterization, Density, Surface Roughness, and Dimensional Accuracy. *Materials*, 11, 2343, doi:10.3390/ma1122343.
- Calignano, F., Manfredi, D., Ambrosio, E.P. et al. (2013). Influence of process parameters on surface roughness of aluminum parts produced by DMLS. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 67, 2743–2751.
- Koutiri, I., Pessard, E., Peyre, P. et al. (2018). Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts. *Journal of Materials Processing Technology*, 255, 536–546.

15. Tucho, W.M., Lysne, V.H., Austbø, H. et al. (2018). Investigation of effects of process parameters on microstructure and hardness of SLM manufactured SS316L. *J. Alloys Compd.*, **7**, 910–925.
16. Kurzynowski, T., Gruber, K., Stopyra, W. et al. (2018). Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316 L stainless steel processed by selective laser melting. *Mater. Sci. Eng. A*, **8**, 64–73.
17. Liverani, E., Toschi, S., Ceschini, L., Fortunato, A. (2017). Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel. *J. Mater. Process. Technol.*, **9**, 255–263.
18. Amara, E.H., Fabbro, R. (2008). Modelling of gas jet effect on the melt pool movements during deep penetration laser welding. *Journal of Physics D: Applied Physics*, **4**, 10. doi: 10.1088/0022-3727/41/5/055503.
19. Сухов Д.И., Мазалов П.Б., Неруш С.В., Ходырев Н.А. (2017). Влияние параметров селективного лазерного сплавления на образование пористости в синтезированном материале коррозионноустойчивой стали. *Труды ВИАМ*, **8**, 34–44.
20. Sukhov, D.I., Mazalov, P.B., Nerush, S.V., Khodyrev, N.A. (2017). Effect of parameters of selective laser melting on pore formation in synthesized material of corrosion-resistant steel. *Trudy VIAM*, **8**, 34-44 [in Russian].
20. Gu, D.D., Shi, Q.M., Lin, K.J., Xia, L.X. (2018). Microstructure and performance evolution and underlying thermal mechanisms of Ni-based parts fabricated by selective laser melting. *Addit. Manuf.*, **2**, 265–278.

ДОСЛІДЖЕННЯ УМОВ ГЛИБОКОГО ПРОПЛАВЛЕННЯ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ЗРАЗКІВ З ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ Inconel 718 МЕТОДОМ ВИБІРКОВОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕННЯ

С.В. Аджамський^{1,2}, Г.А. Кононенко^{2,3}

¹Дніпропетровський національний університет ім. О. Гончара.
49000, м. Дніпро, просп. Гагаріна, 72. E-mail: pk_dnu@i.ua

²LLC «Additive Laser Technology of Ukraine». 49000, м. Дніпро, вул. Рибінська, 144. E-mail: info@alt-print.com

³Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України.
49000, м. Дніпро, пл. Академіка Стародубова, 1. E-mail: office.isi@nas.gov.ua

Встановлена залежність між параметрами процесу вибіркового лазерного плавлення (потужність лазера та відстань між треками) і мікроструктурою зразків зі сплаву Inconel 718 за умови використання відносно малого діаметра променя (0,05 мм). Методом вибіркового лазерного плавлення на установці ALT Alfa-150 виробництва LLC «Additive Laser Technology of Ukraine» було виготовлено зразки зі сплаву Inconel 718. Для першої серії зразків задавали змінну потужність лазера в діапазоні 150...250 Вт, для другої — змінювали відстань між треками в інтервалі 0,09...0,13 мм. Дослідження мікроструктури проводилося за допомогою оптичного мікроскопа AXIOVERT 200M MAT. Розглянуто питання впливу параметрів процесу вибіркового лазерного плавлення (потужність лазера, відстань між треками) на структуру матеріалу Inconel 718. За результатами роботи визначено залежності між параметрами процесу вибіркового лазерного плавлення і глибиною та шириною ванни розплаву. Визначено умови глибокого проплавлення з утворенням великих пір. Бібліогр. 20, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: адитивні технології, вибіркоче лазерне плавлення, порошкові матеріали, жароміцні нікелеві сплави, Inconel 718, ванна розплаву, умови глибокого проплавлення

INVESTIGATION OF DEEP PENETRATION CONDITIONS WHEN MAKING SAMPLES FROM HIGH-TEMPERATURE ALLOY Inconel 718 BY THE METHOD OF SELECTIVE LASER MELTING

S.V. Adzhamskii^{1,2}, A.A. Kononenko^{2,3}

¹O. Honchar Dniepr National University. 72 Gagarin Ave., 49000, Dniepr, Ukraine. E-mail: pk_dnu@i.ua

²LLC «Additive Laser Technology of Ukraine». 144 Rybinskaya Str., 49000, Dniepr, Ukraine. E-mail: infor@alt-print.com

³Z.I. Nekrasov Institute of Ferrous Metallurgy of the NAS of Ukraine. 1 Starodubov Sq., 49000, Dniepr, Ukraine.
E-mail: office@isi@nas.ua

A dependence was established between selective laser melting parameters (laser power and distance between the tracks) and microstructure of samples from Inconel 718 alloy, provided a beam of a rather small diameter (0.05 mm) is used. The method of selective laser melting in ALT Alfa-150 unit manufactured by LLC «Additive Laser Technology of Ukraine» was used to make samples from Inconel 718 alloy. For the first sample series variable laser power was assigned in the range of 150 – 250 W, for the second series the distance between the tracks was varied in the range of 0.09 – 0.13 mm. Microstructural studies were conducted using optical microscope AXIOVERT 200M MAT. The effects of selective laser melting parameters (laser power, distance between tracks) on the structure of Inconel 718 material are considered. The results of the work were used to establish the dependencies between selective laser melting parameters and melt pool depth and width. Conditions of deep penetration with coarse porosity formation were determined. 20 Ref., 1 Tabl., 6 Fig.

Keywords: additive technologies, selective laser melting, powder materials, high-temperature nickel alloys, Inconel 718, melt pool, deep penetration conditions

Поступила в редакцію 26.04.2019

ЛЕГИРОВАНИЕ МЕТАЛЛА ШВА АЗОТОМ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ (Обзор)

В.Н. Липодаев

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Показано благоприятное влияние легирования высоколегированных коррозионностойких сталей и металла швов азотом на стабилизацию структуры, предупреждение зернограничной сегрегации в металле околосшовной зоны и металле шва, обеспечение высокой коррозионной стойкости и технологической прочности сварных соединений. Библиогр. 15, табл. 2, рис. 10.

Ключевые слова: дуговая сварка, коррозионностойкие стали, легирование азотом, структура, коррозионная стойкость, технологическая прочность, покрытые электроды

Коррозионностойкие аустенитные и двухфазные (дулексные) стали, легированные азотом, на сегодняшний день составляют значительную долю среди конструкционных сталей, используемых при эксплуатации в контакте со средами высокой и даже чрезвычайно высокой агрессивности [1–3]. Они используются при изготовлении технологического оборудования для производства сульфатных и фосфорных удобрений, карбамида, в целлюлозно-бумажной, нефтехимической и фармацевтической промышленности. Такие стали проявляют высокую стойкость к воздействию серной, ортофосфорной, уксусной, муравьиной кислот и морской воды.

Легирование отмеченных сталей азотом позволяет [4, 5]:

- уменьшить без ущерба ресурсу, надежности и долговечности материала содержание в нем никеля при сохранении заданной аустенитной или аустенитно-ферритной структуры;

- увеличить без изменения фазового состава содержание в сталях элементов-ферритизаторов (Mo, V, W), положительно влияющих на долговечность, механические и коррозионные характеристики изделий;

- упрочнить α - и γ -твердые растворы при практически неизменных уровнях их пластичности и вязкости и тем самым, повысить допускаемые напряжения в конструкциях;

- обеспечить повышенную стойкость оборудования против межкристаллитной коррозии (рис. 1) и коррозии под напряжением, а при одновременном легировании азотом и молибденом — повышенную стойкость против общей, питтинговой и щелевой коррозии;

- исключить легирование сталей титаном или ниобием и, тем самым, предупредить возможность появления «ножевой» коррозии в сварных соединениях (рис. 2);

© В.Н. Липодаев, 2019

- улучшить характеристики технологической пластичности в результате расширения интервала существования аустенита в высокотемпературной области;

- обеспечить экономический эффект от внедрения новых, более экономнолегированных сталей, обладающих повышенными механическими ха-

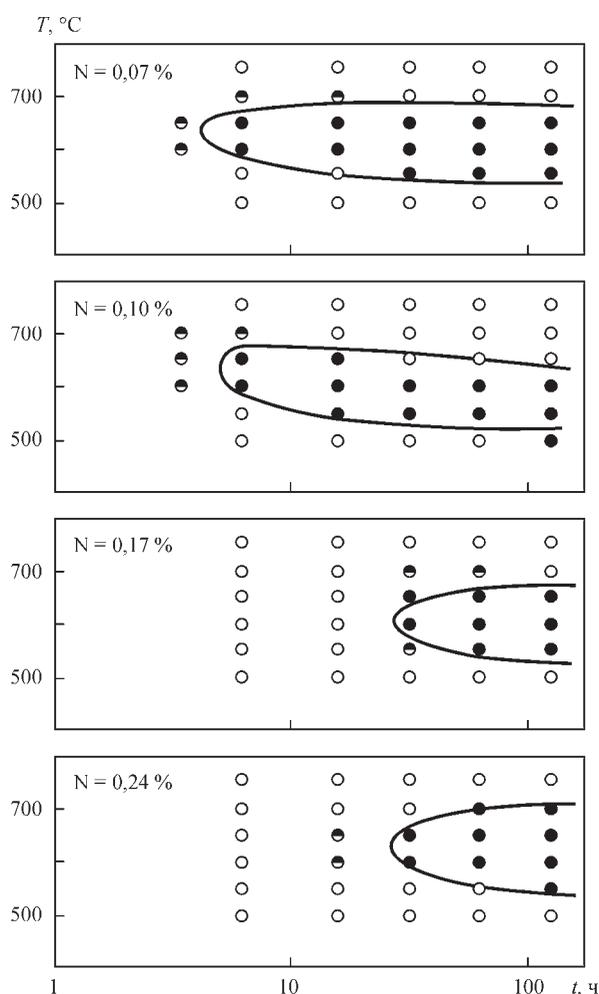


Рис. 1. Температурные области склонности стали 03X19N10AG3 к межкристаллитной коррозии (метод ДУ ГОСТ 6032-84) [6]

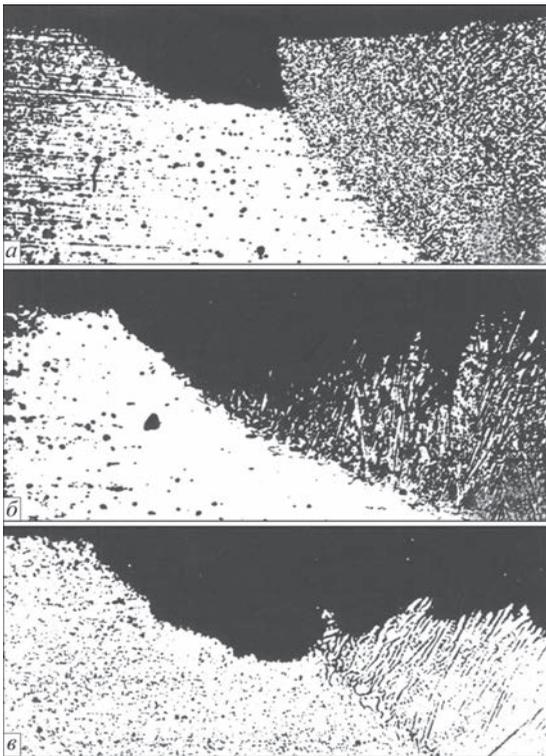


Рис. 2. Ножевая коррозия сварных соединений в производстве нитрофоски: а — сварное соединение стали 10X17H13M3T (электроды ЭА-400/(10у): $\times 100$; б — сварное соединение сплава 06XH28MDT (электроды ХЛ-1): $\times 200$; в — сварное соединение стали 03X21H21M4ГБ (электроды 03Л-17У): $\times 100$

рактическими характеристиками, надежностью и долговечностью эксплуатации оборудования из них.

Менее освещено в публикациях влияние азота в высоколегированных сталях на их свариваемость. Тем не менее ранее в работе [7] была установлена целесообразность исключения из состава стали 03X21H21M4ГБ и сплавов 03XH28MDT и 06XH28MDT титана или ниобия, ограничения в них содержания серы и фосфора и дополнительного легирования их азотом в пределах равновесной растворимости (0,15...0,25 %). Показано, что материалы в этом случае не склонны к ножевой коррозии (рис. 3), проявляют повышенную

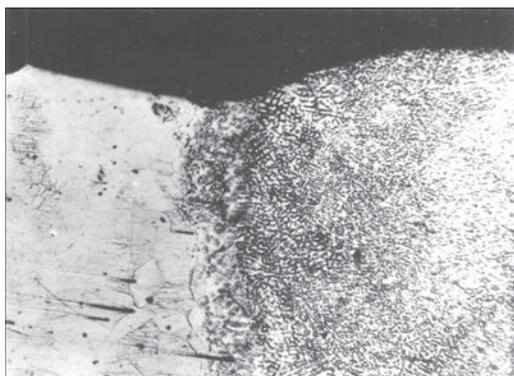


Рис. 3. Микроструктура ($\times 200$) зоны сплавления сварного соединения стали 02X22H20M4AG после коррозионных испытаний на склонность к ножевой коррозии

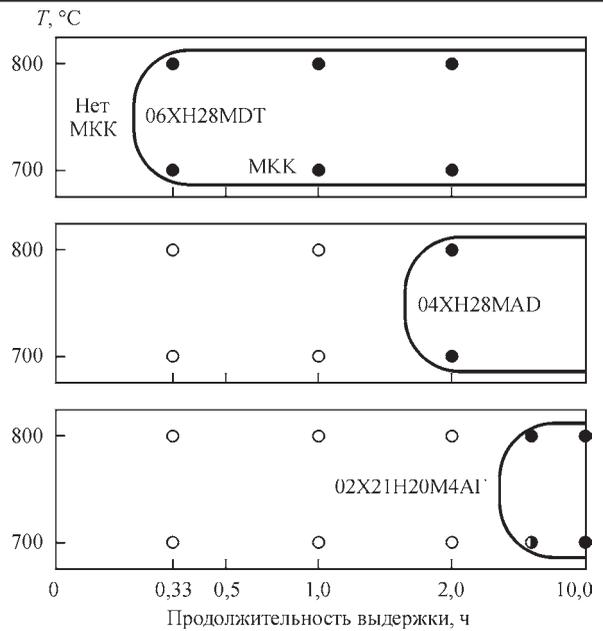


Рис. 4. Стойкость материалов против межкристаллитной коррозии

стойкость против межкристаллитной коррозии (рис. 4), а также обладают стойкостью против образования околошовных трещин (рис. 5, 6). Этот эффект достигается благодаря влиянию азота на подавление развития сеграционных процессов в

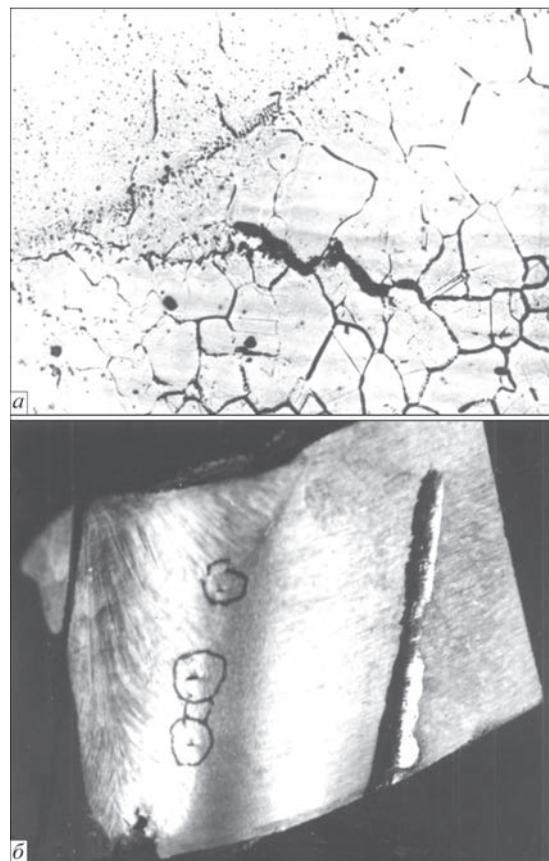


Рис. 5. Горячие трещины в околошовной зоне сварных соединений: а — стали 03X21H21M4ГБ (электроды марки АНВ-17): $\times 250$; б — сплава 06XH28MDT (электроды марки АНВ-28): $\times 1,5$



Рис. 6. Микроструктура зоны сплавления: а — стали 02X22H20M4AG4: $\times 100$; б — сплава 04XH28MAD: $\times 400$

высокотемпературном участке металла околшовоной зоны [8].

В настоящее время азотом легируют стали, предназначенные для производства сварного оборудования и аппаратуры, в количествах, как правило, соответствующих его нормальной растворимости при атмосферном давлении, а остальные легирующиеся элементы в количествах, обеспечивающих после закалки сохранение азота в твердом растворе для получения максимальной коррозионной стойкости.

Ниже в табл. 1 приведены характерные составы современных высоколегированных азотсодержащих сталей, получивших широкое применение

Таблица 1. Высоколегированные коррозионностойкие азотсодержащие стали

Марка стали по стандартам		Тип легирования	Среднее содержание азота, мас. %	Области применения	
EN	ASTM/AISI				
Аустенитные					
1.4311	303LN	0318АН10	0,13	Окислительные среды, производство карбамида, морские танкеры, целлюлозно-бумажная промышленность, химическая и нефтехимическая отрасли, производство удобрений	
1.4439	317LN	03X17H13AM5	0,12		
1.4539	N08904	04X25H20AM5	0,25		
2293NL	2209	02X23H9M3AG	0,16		
25104L	2594	02X25H10AM4	0,25		
Дуплексные					
1.4482	S32001	02X20H2Г5АД	0,15		
1.4655		02X23H5Г2АД	0,10		
1.4462	S32205	02X22H6M3AG	0,18		
1.4507	S32550	02X26H6M3AG	0,17		
1.4501	S32760	02X25H7M4ГАД	0,27		

в различных отраслях промышленности, в основном, за рубежом.

Представляет интерес проанализировать эффективность использования азота в качестве легирующего элемента в металле коррозионностойких швов. В работе [9] было показано, что для достижения равноценной основному металлу типа 03X17H14AM5 коррозионной стойкости металла шва его целесообразно также легировать азотом в количествах 0,14...0,20 %. При этом металл шва с содержанием 0,06 % углерода и легированный азотом, без стабилизации Ti и Nb, не склонен к МКК.

В исследованиях, проведенных в ИЭС им. Е.О. Патона, было установлено, что легирование аустенитного металла шва азотом способствует повышению стойкости его против образования горячих трещин. Эффект усиливается при одновременном легировании швов азотом совместно с марганцем. Эти особенности были использованы при разработке сварочной проволоки 01X19H18Г10AM4 и электродов марки АНВ-17 [10].

Было установлено также, что легированный азотом металл шва типа 03X18H18Г5AM4 в сварном соединении стали 03X16H15M3 даже в условиях испытаний в 65%-й кипящей HNO_3 не проявляет склонности к межкристаллитной коррозии (рис. 7).

Еще одно положительное качество азота при легировании металла шва было установлено при оценке поведения сварных соединений сталей 03X16H15M3, 03X17H14M3, применяемых при производстве карбамида. Испытания соединений с чисто аустенитной структурой металла шва (электроды АНВ-17) и аустенитно-ферритной (электроды НЖ-13, тип легирования 09X19H10Г2М2Б) показали, что во втором случае получает развитие структурно-избирательная коррозия по ферритной фазе (рис. 8). Было установлено, что это явление вызвано перераспределением легирующих элементов между аустенитной

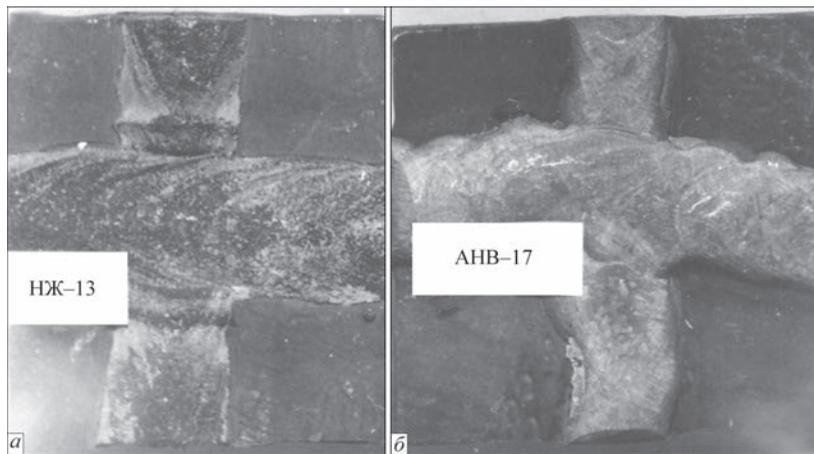


Рис. 7. Образцы с перекрещивающимися швами на стали 06X17H16M3T: *a* — электроды НЖ-13 (5,7 % феррита); *б* — электроды АНВ-17 (чисто аустенитные) после кипячения в 65%-й HNO_3 200 ч

и ферритной фазами, приводящее к возникновению гальванической микропары (феррит является анодом).

Высоколегированный металл шва, содержащий в своем составе молибден, может проявлять склонность к охрупчиванию из-за выделения в нем σ -фазы. Эта фаза выделяется при пребывании металла в диапазоне температур 600...900 °С. Ее появление было обнаружено, например, при выполнении многопроходной сварки стали 10X1713M3T толщиной 45 мм электродами марки НЖ-13 (содержание ферритной фазы в наплавленном металле 2...8 %). Чисто аустенитные швы с азотом, выполненные на этой стали электродами АНВ-17, не проявляют такой склонности [11].

В общем, с ростом содержания элементов-ферритизаторов (хрома, молибдена) в составе высоко-

легированных аустенитных сталей и однородных им металле швов с целью повышения коррозионной стойкости в особоагрессивных средах повышается склонность металла к возникновению интерметаллидных фаз. Это может привести к потере их коррозионной стойкости (рис. 9). И в этом случае легирование металла шва азотом способствует предупреждению появления избыточных фаз и сохранению высокой коррозионной стойкости.

Использование азота в качестве легирующего элемента в сварочных материалах нашло применение в современных разработках таких известных компаний, как ЭСАБ, Кобелко, Сандвик, voistalpine Böhler Welding и других.

Рассмотрим как такое легирование реализовано на примере линейки покрытых электродов концерна ЭСАБ [12].

Электроды марки ОК 64.30 (тип легирования 04X19H13M4AG, содержание азота в наплавленном металле 0,08 мас. %). Электроды используются для сварки стандартных аустенитных сталей типа 17-13-3, но благодаря повышенному содержанию хрома и молибдена в наплавленном металле достигается повышение общей коррозионной стойкости и стойкости против питтинговой

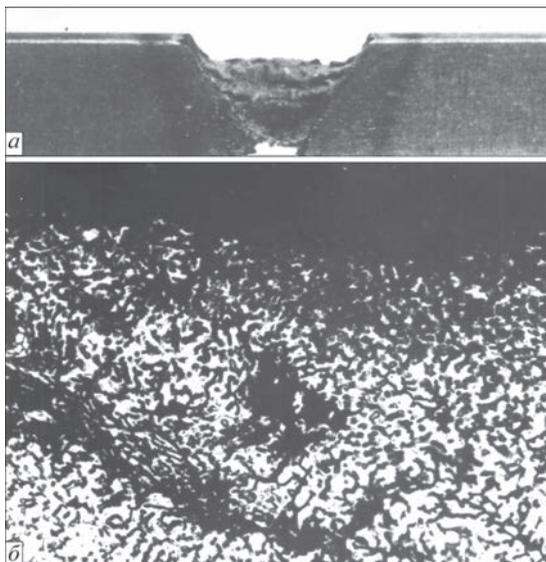


Рис. 8. Коррозионная стойкость сварного соединения сталей в производстве карбамида [11]: *a* — внешний вид сварного соединения стали 08X17H16M3T, выполненного электродами НЖ-13 (α -фаза 75 об. %) после испытаний в колонне синтеза в течение 6337 ч; *б* — микроструктура ($\times 200$) поверхностного участка образца

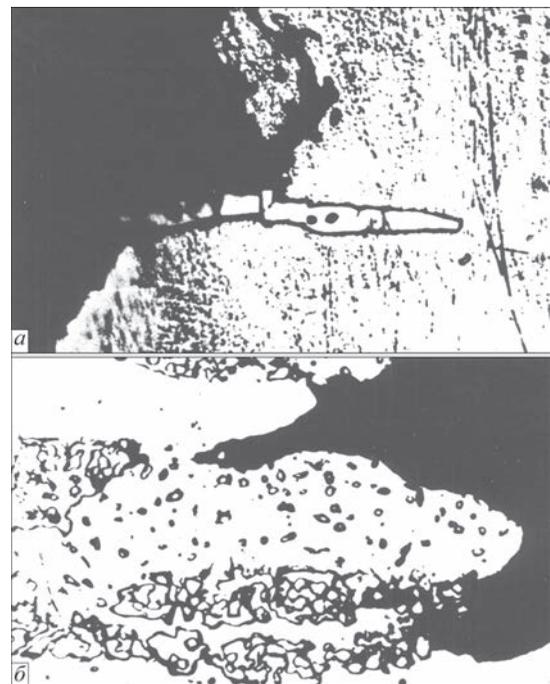


Рис. 9. Характер коррозии лопатки мешалки из стали 05X25H25M2T: *a* — после испытаний на Щекинском ПО «Азот»; $\times 2000$; *б* — после испытаний в 40%-й HNO_3 + 2 % HF; $\times 1000$

коррозии металла шва сварных соединений. С помощью азота обеспечивается повышенная стойкость против МКК, а также ограничение количества (3...6 %) ферритной фазы в наплавленном металле.

Электроды марки ОК 310Мо-Л (тип легирования 04X24Н22М3АГ4, содержание азота 0,14 мас. %). Используются для сварки сталей карбамидного класса: 03X17Н14М3Т, 06X16Н-15М3Т, 02X25Н22АМ2 и им подобных. Наплавленный металл полностью аустенитный, обладает исключительно высокой коррозионной стойкостью в чрезвычайно агрессивных средах, например, при контакте с мочевиной.

Электроды марки ОК 69.33 (тип легирования 03X20Н25М5АД2, содержание азота 0,08 мас. %). Наплавленный чисто аустенитный металл стоек к воздействию серной, ортофосфорной, уксусной, муравьиной кислот и морской воды. Устойчив против МКК, питтинговой и щелевой коррозии, а также коррозионного распрескивания.

Для сварки аустенитно-ферритных (дуплексных) сталей рекомендуется три марки покрытых электродов:

– электроды ОК 57.56 (тип легирования 04X23Н7АГ, содержание азота 0,15 мас. %) используются для сварки «бюджетных» (пониженного легирования) сталей типа 08X22Н6Т и им подобных;

– электроды ОК 67.50 (тип легирования 04X22Н9М2АГ, содержание азота 0,16 мас. %) применяют для сварки стандартных дуплексных сталей типа 21%Cr–5%Ni–3%Mo–N и им подобных;

– электроды ОК 68.54 (тип легирования 04X25Н9М4АГ, содержание азота 0,16 мас. %) применяют для сварки супердуплексных сталей типа 25%Cr–7%Ni–4%Mo–N и им подобных.

Благодаря легированию азотом обеспечивается ограничение содержания ферритной фазы в металле шва в количестве 25...35 %.

Подобные материалы для сварки азотсодержащих сталей предлагает на рынке и компания voistalpine Böhler Welding: FOX CN22/9 (тип легирования 03X23Н9АМ2, содержание азота 0,17 мас. %), FOX ASNS (тип легирования 04X19Н-17М4АГ3, содержание азота 0,15 мас. %), FOX CN20/25М-А (тип легирования 04X20Н-25М6Г4АД2, содержание азота 0,14 мас. %).

Ведущий в Украине производитель специальных электродов для сварки высоколегированных, высокопрочных сталей и разнородных соединений ООО «Сумы-Электрод» также выпускает серию покрытых электродов, обеспечивающих азотсодержащий наплавленный металл. Среди них электроды ЭА-395/9, НИАТ-5, ЦТ-10 (тип легирования 11X15Н25М6АГ2, содержание азота 0,10...0,12 мас. %), ЭА-112/15, ЭА-951/15 (тип легирования 09X15Н25М6АГ2Ф, содержание азота 0,08...0,10 мас. %), АНВ-17 (тип легирования 02X19Н18Г5АГМ3, содержание азота 0,2 мас. %).

Следует отметить, что высоколегированные азотсодержащие материалы, например, ЭА-395/9, НИАТ-5 и др., используются также при сварке ответственных конструкций из легированных высокопрочных сталей с ограниченной свариваемостью — сварке сталей аустенитного класса типа 08X18Н10Т, 10X17Н13М2Т и им аналогичных со сталями перлитного класса, выполнении переходного слоя многослойных швов в изделиях из двухслойных плакированных сталей. Кроме того их применяют для предварительной наплавки кромок деталей из сталей перлитного класса при сварке их со сталями аустенитного класса. В работе [13] наблюдали случаи появления пористости в металле швов при сварке аустенитными электродами со стержнем из проволоки Св-10X16Н25М6АФ в

Таблица 2. Химический состав азотированных ферросплавов и металлических порошков, выпускаемых ООО «Мелдис-Ферро»

Материал	Основной элемент, мас. %	Содержание элементов, мас. %					
		Не более					
		N	C	Si	Al	S	P
Феррохром азотированный FeCr55N10	Cr 55...60	8...10	0,06	1,5	5,0	0,02	0,05
Хром металлический азотированный Cr77N20	Cr 75...79	18...22	0,03	0,4	0,7	0,02	0,02
Феррониобий азотированный	Nb 45...50	10...14	0,20	15,0	5,0	0,05	0,40
Феррованадий азотированный FeV45N10	V 40...50	7...11	0,75	5,0	2,5	0,05	0,1
Феррованадий азотированный FeV37N10	V 36...45	7...15	0,75	5...15	2,5	0,05	0,1
Марганец металлический азотированный Mn85N10	Mn 83...87	8...11	0,20	1,8	-	0,05	0,07
Ферромарганец азотированный FeMn8N7	Mn 75...78	7...8	2,0	3,0	-	0,03	0,35
Ферромарганец азотированный FeMn8N10	Mn 70...75	9...14	1,5	1,0	-	0,03	0,3
Ферросилиций азотированный FeSi55N25	Si 50...58	20...28	0,15	-	1,5	0,02	0,05
Нитрид кремния	Si 63...68	25...35	0,1	-	0,4	0,02	0,05
Ферросиликомарганец азотированный FeSiMnN12	Mn 50...62	10...15	2,5	12...17	-	0,03	0,6
Силикокальций азотированный	Ca 24	15...20	0,5	40,0	2,0	-	0,02

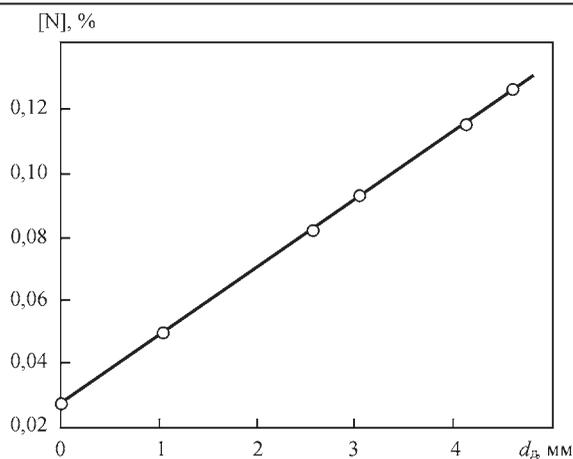


Рис. 10. Влияние диаметра дюз горелки на содержание азота в аустенитном наплавленном металле типа 08X17H9З

потолочном положении. Были предложены рекомендации по ограничению содержания азота в металле шва величиной 0,09 % (вместо 0,1...0,2 %). Вместе с тем устранение пор азотного происхождения может быть достигнуто повышением концентрации кислорода в расплаве сварочной ванны [14] путем ввода, например, оксидов железа или хрома в покрытие электродов.

Относительно способа ввода азота, как легирующего элемента, в металл шва. Наиболее часто используют легирование через сварочную проволоку. В ряде случаев такое легирование возможно осуществлять, используя азотсодержащие металлические порошки или ферросплавы в электродных покрытиях или сердечниках порошковых проволок. Содержание азота в них может достигать 25...35 мас. % (табл. 2).

В процессах МИГ и МАГ сварки возможно обеспечить легирование металла шва азотом также путем использования специальной инжекторной горелки (рис. 10).

В заключение следует отметить, что представленный краткий обзор свидетельствует о благоприятном влиянии азота в составе высоколегированного коррозионностойкого металла швов с целью повышения стойкости их против локальных видов коррозии, прочностных характеристик без снижения пластичности и вязкости, технологической прочности, стабилизации структурного состояния.

Список литературы

1. Шнайдел М.О. (2005) Новые азотсодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **11**, 9–14.
2. Березовская В.В., Костина М.В., Блинов Е.В. и др. (2008) Коррозионные свойства аустенитных Cr–Mn–Ni–N-сплавов с разным содержанием марганца. *Металлы*, **1**, 36–41.
3. Han Dong, Jie Su, Speidel V.O. (2006) *Proceedings of 9-th International Conference on High Nitrogen Steels*. HNS, Beijing China. Beijing, Metallurgical Industry Press.

4. Блинов Е.В. (2018) *Развитие систем легирования высокоазотистых аустенитных сталей для тяжелонагруженных изделий криогенной техники*. Автор. докт. дис. ... , 41 с.
5. Kamachi Mudali U., Ningshen S., Tyagi A.K., Dayal R.K. (1988) Influence of metallurgical and chemical variables on the pitting corrosion behaviour of nitrogen-bearing austenitic stainless steel. *High Nitrogen Steels. Abstr. 5th Intern. Conf. Espoo-Stockholm*.
6. Шапиро М.Б., Берыштейн М.Л., Барсукова И.М. (1984) Влияние азота на стойкость стали типа 03X19AG3N10 против межкристаллитной коррозии. *МиТОМ*, **1**, 45–47.
7. Липодаев В.Н., Ющенко К.А., Новикова Д.П. и др. (1986) Повышение свариваемости и коррозионной стойкости сварных соединений стабильноаустенитных сталей и сплавов. *Автоматическая сварка*, **8**, 4–7.
8. Ogawa T., Tsenetomi E. (1982) Hot cracking susceptibility of austenitic stainless steels. *Weld. J.*, **3**, 82–83.
9. Gottschalck H. (1976) Schweißen neuer korrosion beständiger stahl. *Die Schweisstechnik in Dierste der Energieversorgung und des Chemanlagenbaus*, **6**, 91–99.
10. Каховский Н.И., Фаргушный В.Г., Ющенко К.А. (1975) *Электродуговая сварка сталей. Справочник*. Киев, Наукова думка.
11. Сидоркина Ю.С., Манкевич Т.В., Зинченко Н.Г. и др. (1986) Легирование металла шва для повышения его коррозионной стойкости. *Химическое и нефтяное машиностроение*, **4**, 26–28.
12. (2017) *Каталог продукции Сварочные материалы ESAB*.
13. Елагин В.П., Снисарь В.В., Липодаев В.Н., Артюшенко Б.Н. (1995) Инжекторная горелка для дуговой сварки плавящимся электродом в защитном газе. *Автоматическая сварка*, **5**, 60–61.
14. Грищенко Л.В., Киселев Я.Н., Петрыкин В.И. (1978) Снижение склонности к порообразованию в металле шва при сварке аустенитными электродами на хромоникелевой основе. *Вопросы судостроения. Серия сварка*, **26**, 20–24.
15. Писарев В.А., Жизняков С.Н. (2016) Влияние кислорода на процесс образования вызываемых азотом пор при дуговой сварке плавящимся электродом. *The Paton Welding Journal*, **7**, 47–50.

References

1. Shnajdel, M.O. (2005) New nitrogen-containing austenitic stainless steels with high strength and plasticity. *MITOM*, **11**, 9-14 [in Russian].
2. Berезovskaya, V.V., Kostina, M.V., Blinov, E.V. et al. (2008) Corrosion properties of austenitic Cr–Mn–Ni–N alloys with different content of manganese. *Metally*, **1**, 36-41 [in Russian].
3. Han Dong, Jie Su, Speidel V.O. (2006) *In: Proc. of 9th Int. Conf. on High Nitrogen Steels*. HNS (Beijing, China). Beijing, Metallurgical Industry Press.
4. Blinov, E.V. (2018) Development of alloying systems of high-nitrogen austenitic steels for heavy loaded products of cryogenic engineering. *In: Syn. of Thesis for Dr. of Techn. Sci. Degree* [in Russian].
5. Kamachi Mudali, U., Ningshen, S., Tyagi, A.K., Dayal, R.K. (1988) Influence of metallurgical and chemical variables on the pitting corrosion behavior of nitrogen-bearing austenitic stainless steel. *In: Abstr. of Papers of 5th Intern. Conf. on High Nitrogen Steels*. Espoo-Stockholm.
6. Shapiro, M.B., Beryshtejn, M.L., Barsukova, I.M. (1984) Influence of nitrogen on resistance of steel of 03Kh19AG3N10 type to intercrystalline corrosion. *MITOM*, **1**, 45-47 [in Russian].
7. Lipodaev, V.N., Yushchenko, K.A., Novikova, D.P. et al. (1986) Improvement of weldability and corrosion resistance of welded joints from stable austenitic steels and alloys. *Avtomatich. Svarka*, **8**, 4-7 [in Russian].
8. Ogawa, T., Tsenetomi, E. (1982) Hot cracking susceptibility of austenitic stainless steels. *Weld. J.*, **3**, 82-83.
9. Gottschalck, H. (1976) Schweißen neuer Korrosion bestaendiger Stahl. *Die Schweisstechnik in Dierste der*

- Energieversorgung und des Chemanlagenbaus*, 6, 91-99 [in German].
10. Kakhovsky, N.I., Fartushny, V.G., Yushchenko, K.A. (1975) *Electric arc welding of steels: Reference book*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
 11. Sidorkina, Yu.S., Mankevich, T.V., Zinchenko, N.G. et al. (1986) Alloying of weld metal for increase of its corrosion resistance. *Khimicheskoe i Neftyanoe Mashinostroenie*, 4, 26-28 [in Russian].
 12. (2017) *ESAB welding consumables: Product catalog*.
 13. Elagin, V.P., Snisar, V.V., Lipodaev, V.N., Artyushenko, B.N. (1995) Injector torch for consumable electrode shielded-gas arc welding. *Avtomatich. Svarka*, 5, 60-61 [in Russian].
 14. Grishchenko, L.V., Kiselev, Ya.N., Petrykin, V.I. (1978) Decrease of susceptibility to pore formation in weld metal during welding with austenitic electrodes based on chrome-nickel. *Voprosy Sudostroeniya. Seriya Svarka*, 26, 20-24 [in Russian].
 15. Pisarev, V.A., Zhiznyakov, S.N. (2016) Oxygen influence on the process of nitrogen-induced pore formation in consumable electrode arc welding. *The Paton Welding J.*, 7, 47-50.

ЛЕГУВАННЯ МЕТАЛУ ШВА АЗОТОМ ПРИ ДУГОВОМУ ЗВАРЮВАННІ КОРОЗИЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ (Огляд)

В.М. Ліподасв

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Показано сприятливий вплив легування високолегованих корозійностійких сталей і металу швів азотом на стабілізацію структури, попередження зерномежевої сегрегації в металі околшовної зони і металі шва, забезпечення високої корозійної стійкості і технологічної міцності зварних з'єднань. Бібліогр. 15, табл. 2, рис. 10.

Ключові слова: дугове зварювання, корозійностійкі сталі, легування азотом, структура, корозійна стійкість, технологічна міцність

NITROGEN ALLOYING OF WELD METAL IN ARC WELDING OF CORROSION-RESISTANT STEELS (Review)

V.N. Lipodaev

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper shows the favourable effect of nitrogen alloying of high-alloyed corrosion-resistant steels and weld metal on stabilization of the structure, prevention of grain boundary segregation in the HAZ and weld metal, and ensuring high corrosion resistance and technological strength of welded joints. 15 Ref., 2 Tabl., 10 Fig.

Keywords: arc welding, corrosion-resistant steels, nitrogen alloying, structure, corrosion resistance, technological strength, coated electrodes

Поступила в редакцію 10.04.2019

ЖУРНАЛИ для професіоналів



Видається з 1989 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 0235-3474
doi.org/10.15407/tdnk
Передплатний індекс 74475



Видається з 1948 р.
Виходить 12 разів на рік
ISSN 0005-111X
doi.org/10.15407/as
Передплатний індекс 70031



Видається з 1985 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 2415-8445
doi.org/10.15407/sem
Передплатний індекс 70693

Журнали входять до Переліку наукових фахових видань України
+38 (044) 200-82-77
journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com

ВЛИЯНИЕ СКАНДИЯ НА СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Zn–Mg–Cu И ИХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

В.Е. Федорчук¹, А.Г. Покляцкий¹, Ю.В. Фальченко¹, Г.П. Кислая²

¹ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²НТТУ «КПИ им. Игоря Сикорского», 03056, г. Киев, просп. Победы, 37

Исследовано влияние добавок скандия на структуру и механические свойства литого металла, листовых полуфабрикатов и стыковых соединений, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом алюминиевых сплавов системы легирования Al–Zn–Mg–Cu. Показано, что в скандийсодержащих сплавах как в литом металле, так и в их листовых полуфабрикатах, все структурные составляющие имеют меньшие размеры, чем в сплавах без скандия, что обеспечивает предел прочности листов на уровне 640...700 МПа в зависимости от содержания в них основных легирующих элементов. Установлено, что при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом листов толщиной 3 мм из сплавов со скандием, суммарная протяженность зоны разупрочнения сокращается на 20 % при одновременном повышении твердости металла шва, что обеспечивает более высокие механические свойства таких соединений. При комплексном введении скандия одновременно в основной материал и присадочную проволоку, что обеспечивает его содержание в шве на уровне 0,30...0,35 %, удастся значительно повысить стойкость сварных соединений сплавов системы легирования Al–Zn–Mg–Cu против образования кристаллизационных горячих трещин. Библиогр. 16, табл. 3, рис. 4.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, система легирования Al–Zn–Mg–Cu, скандий, микроструктура, механические свойства, горячие трещины

В последние годы интенсивно исследуется эффективность применения скандия в виде модификатора для алюминиевых сплавов различных систем легирования. Основным фактором, объясняющим уникальное влияние скандия на их структуру и свойства, является размерно-структурное сходство кристаллических решеток алюминия (4,405 Å) и интерметаллидной фазы Al₃Sc (4,407 Å), благодаря чему частицы последней выступают эффективными зародышами центров кристаллизации в слитках и сварных швах [1–3]. В результате происходит измельчение структуры кристаллизующегося металла, что положительно влияет на его физико-механические свойства [4]. Так, в деформируемых алюминиевых сплавах на основе системы легирования Al–Mg, не упрочняемых термической обработкой, благодаря добавкам скандия обеспечиваются более высокие показатели предела прочности и предела текучести как листовых полуфабрикатов, так и их сварных соединений, а также повышается их стойкость против образования кристаллизационных трещин при сварке плавлением [5–7].

Положительное влияние оказывает введение скандия и в термически упрочняемые алюминиевые сплавы системы легирования Al–Mg–Li. При этом кроме повышения предела прочности их сварных соединений создаются предпосылки для дополнительного упрочнения металла швов за счет их термической обработки благодаря выде-

лению вторичных дисперсных алюминиево-скандиевых фаз и упрочняющих частиц основных легирующих элементов [8–10]. По-разному могут проявляться добавки скандия в алюминиевых сплавах, содержащих в качестве легирующих элементов медь. Так, для сплавов 1201 и 1460 предел прочности швов, полученных дуговой сваркой, выше при использовании сварочной проволоки типа Св1201, содержащей 0,5 % Sc [11]. В то же время, при сварке медьсодержащих алюминиевых сплавов медь со скандием могут образовывать химическое соединение (W-фазу) [12]. В случае их взаимодействия добавки скандия не будут участвовать в упрочнении сплава и обеспечивать измельчение его структуры. А увеличение объемной доли избыточных фаз приведет к снижению прочности, пластичности и вязкости разрушения металла швов. Подтверждением этого могут быть результаты, полученные при испытании сплава Д16 (Al–Cu–Mg), дополнительно содержащего 0,4 % Sc [13]. Что касается высокопрочных сложнелегированных алюминиевых сплавов системы легирования Al–Zn–Mg–Cu, то полученные при исследовании некоторых сплавов результаты свидетельствуют о том, что добавки скандия также могут оказать положительное влияние на их физико-механические характеристики [14, 15].

Цель исследований заключалась в изучении влияния добавок Sc на структуру и механические свойства литого металла, листовых полуфабри-

катов и стыковых соединений, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом, алюминиевых сплавов системы легирования Al–Zn–Mg–Cu, а также стойкость их к образованию кристаллизационных трещин.

Методика проведения исследований. Для проведения исследований были изготовлены четыре опытных сплава системы легирования Al–Zn–Mg–Cu с различным содержанием Zn, Mg и Sc (табл. 1). При получении листов толщиной 3 мм из слитка диаметром 150 мм был использован комбинированный способ обработки давлением. Методом горячего прессования из слитка были получены экструдированные заготовки сечением 10×100 мм, которые в последующем подвергались горячей и холодной прокатке до толщины 3 мм. Поскольку в результате прокатки листов степень их нагартовки может отличаться, то структурные особенности и механические свойства полученных сплавов исследовали как на образцах, вырезанных из литых заготовок в исходном состоянии (естественное старение на протяжении 30 сут), после отжига (310 °С на протяжении 1 ч) и после закалки (при 465 °С) с последующим искусственным старением (при 120 °С на протяжении 16 ч), так и на образцах, вырезанных из готовых листов толщиной 3 мм.

Автоматизированную аргонодуговую сварку неплавящимся электродом (АДСНЭ) полученных листов осуществляли переменным током с прямоугольной формой волны от источника питания MW-450 («Fronius», Австрия) с помощью сварочной головки АСТВ-2М. Скорость сварки составляла 14 м/ч, величина сварочного тока — 300 А, скорость подачи присадочной проволоки диаметром 1,6 мм — 96 м/ч. При сварке сплавов без скандия применяли серийную сварочную проволоку СвАМг63 (Al–6,3Mg–0,5Mn–0,2Zr) и опытную сварочную проволоку СвАМг63Sc такого же химического состава, но дополнительно содержащую 0,5 % Sc, а при сварке скандийсодержащих сплавов — только опытную сварочную проволоку СвАМг63Sc. Перед сваркой проводили химическое травление листовых заготовок по общепринятой технологии, а затем механическую зачистку торцов и поверхностей кромок на глубину около 0,1 мм во избежание образования дефектов в виде пор и макровключений оксидной пленки. Для оценки склонности сварных соединений к образо-

ванию горячих кристаллизационных трещин использовали стандартную методику с применением образцов Хоулдрокфта в двух вариантах: сварка без присадочной проволоки и сварка с использованием присадочной проволоки. Аргонодуговую сварку неплавящимся электродом таких образцов также осуществляли на упомянутом выше оборудовании со скоростью 12 м/ч. Величина сварочного тока составляла 235 А, скорость подачи присадочной проволоки диаметром 1,6 мм — 92 м/ч.

Твердость металла измеряли на поперечных макрошлифах полученных сварных соединений. Степень разупрочнения металла в зоне сварки оценивали на приборе Rockwell при нагрузке $P = 600$ Н. Предел прочности сварных соединений $\sigma_B^{c.c.}$ определяли при статическом растяжении на универсальном сервогидравлическом комплексе MTS 318.25 стандартных образцов с усилением шва и со снятым проплавом шва, а предел прочности металла шва $\sigma_B^{M.III}$ — на таких же образцах, но без усиления шва. Другие механические свойства основного материала и сварных соединений также выполнялись в соответствии со стандартом [16]. Оценку структурных особенностей исследуемых полуфабрикатов и их сварных соединений осуществляли с помощью оптического электронного микроскопа МИМ-8.

Результаты исследований и их обсуждение. В результате проведенных исследований установлено, что введение Sc в алюминиевые сплавы системы легирования Al–Zn–Mg–Cu оказывает положительное влияние на структуру и механические свойства полуфабрикатов и их сварных соединений. Так, анализ микроструктуры литого металла показал, что в скандийсодержащих сплавах наблюдается заметное (в 3...5 раз) уменьшение размера зерен (рис. 1). В исходном состоянии после естественного старения, обусловленного последовательностью технологических операций изготовления слитков опытных сплавов и подготовкой исследуемых образцов, в металле сплавов без скандия образуется характерная литая структура с размером кристаллитов в пределах 120...240 мкм. Микроструктура слитков в исходном состоянии характеризуется наличием α -твердого раствора, фаз $\eta(\text{Mg}(\text{CuZn})_2)$, $T(\text{ZnMgAlCu})$ и эвтектических выделений по границам кристаллов, содержащих Zn (24...26 %), Mg (7,7...8,6 %)

Таблица 1. Химический состав слитков и листов, изготовленных из опытных сплавов системы легирования Al–Zn–Mg–Cu

Номер сплава	Содержание элементов, мас. %				
	Zn	Mg	Cu	Zr	Sc
1	8,0...8,2	1,8...2,1	2,2...2,3	0,10...0,13	–
2	8,0...8,2	1,8...2,1	2,2...2,3	0,10...0,13	0,08...0,14
3	8,3...8,7	2,5...2,8	2,2...2,4	0,15...0,20	–
4	8,3...8,7	2,5...2,8	2,2...2,4	0,15...0,20	0,28...0,32

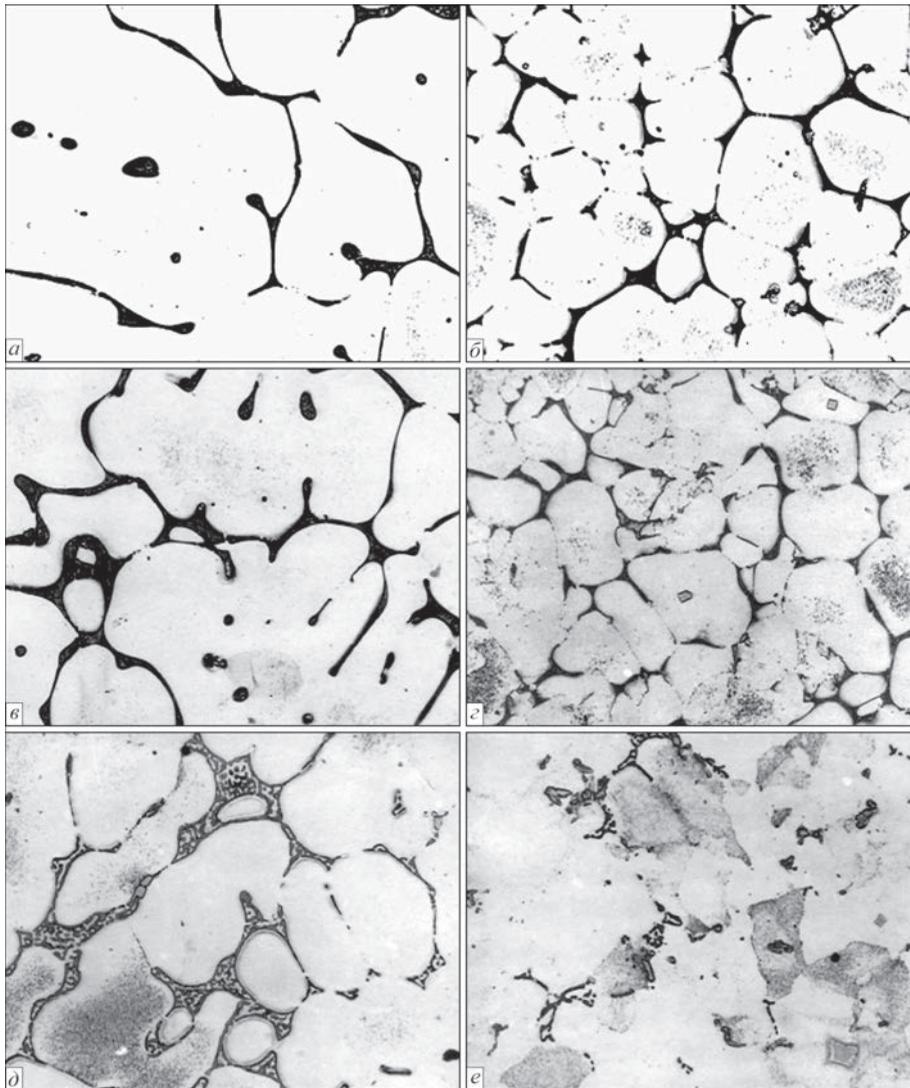


Рис. 1. Микроструктура ($\times 500$) литого металла алюминиевых сплавов 1 (*a, в, д*) и 2 (*б, з, е*) в исходном состоянии после естественного старения на протяжении 30 сут (*a, б*), после отжига при $310\text{ }^{\circ}\text{C}$ на протяжении 1 ч (*в, з*) и после закалки при $465\text{ }^{\circ}\text{C}$ и последующего искусственного старения при $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ на протяжении 16 ч (*д, е*)

Cu (13...15 %) и следы Zr (0,098 %). В эвтектических выделениях в сплавах со скандием также обнаруживаются следы скандия (0,028 %), а также присутствуют интерметаллиды $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ размером 3...7 мкм (рис. 1, *a, б*). При этом в скандийсодержащих сплавах происходит формирование более мелких (30...50 мкм) кристаллитов благодаря наличию частиц первичной фазы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, выступающих эффективными зародышами центров кристаллизации металла.

В процессе изготовления для получения оптимальных механических свойств литых заготовок их подвергают технологическим операциям термической обработки, которые предусматривают проведение высокотемпературного нагрева под отжиг или закалку с последующим старением. Проведение таких термических операций для алюминиевых сплавов не приводит к существенному изменению их микроструктуры, за исключе-

нием появления дисперсных выделений вторичных фаз (рис. 1, *в-е*).

Такие структурные особенности сплавов, со скандием и без него, сказываются и на механических свойствах полученных литых заготовок. Об этом наглядно свидетельствуют результаты испытания образцов металла опытных сплавов 1 и 2 (табл. 2). После естественного старения литой металл сплава 2, содержащего скандий, имеет более высокие показатели предела прочности, условного предела текучести и удлинения, чем литой металл сплава 1 без скандия. После отжига образцов литого металла из этих сплавов происходит снижение их предела прочности. Но если в сплаве 1 без скандия при этом условный предел текучести литого металла снижается на 50 МПа, а относительное удлинение повышается с 2,3 до 3,3 %, то наличие скандия в сплаве 2 приводит к повышению условного предела текучести литого металла

Таблица 2. Механические свойства металла слитков опытных сплавов в исходном состоянии и после термической обработки

Номер сплава	Состояние	Механические свойства		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	Естественное старение: 30 сут	326	219	2,3
	Отжиг: 310 °С, 1 ч	210	169	3,3
	Закалка: 465 °С + искусственное старение: 120 °С, 16 ч	455	-	-
2	Естественное старение: 30 сут	339	225	3,7
	Отжиг: 310 °С, 1 ч	251	250	2,3
	Закалка: 465 °С + искусственное старение: 120 °С, 16 ч	525	-	-

Примечание. Приведены средние значения по результатам испытания 5-7 образцов.

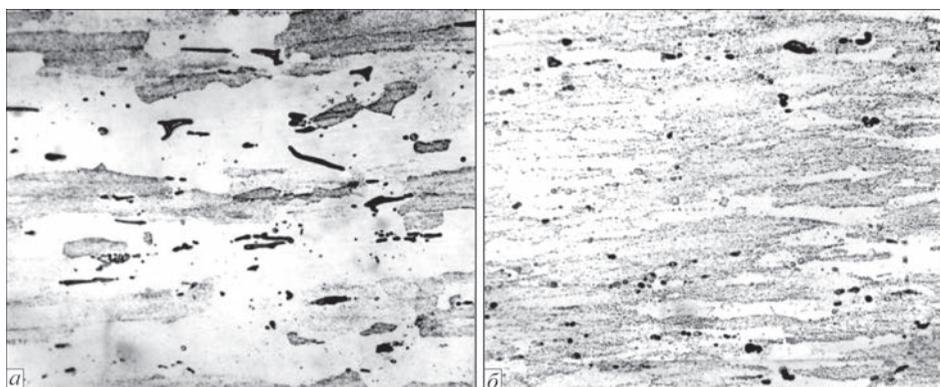


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$) листов толщиной 3 мм опытных сплавов 3 (а) и 4 (б) после закалки и искусственного старения на 25 МПа и снижению относительного удлинения с 3,7 до 2,3 %. Это связано с выделением вторичных интерметаллидов на основе алюминидов скандия, которые тормозят движение дислокаций. Закаленные и искусственно состаренные образцы литого металла имеют максимальный предел прочности.

Исследования листовых заготовок показали, что их микроструктура сформирована в результате протекания одновременно двух процессов: постепенного преобразования исходной литой структуры и образования новых элементов деформационного происхождения — текстуры проката (рис. 2). Микроструктура таких листов толщиной 3 мм характеризуется наличием вытянутых вдоль направления проката зерен твердого рас-

твора основных легирующих элементов в алюминии, вытянутых и раздробленных эвтектических выделений, а также большого количества мелких вторичных интерметаллидов, равномерно расположенных по сечению листов и ориентированных вдоль направления деформирования заготовок. При этом практически все составляющие микроструктуры листовых заготовок сплавов со скандием имеют меньшие размеры, чем те, в которых скандий отсутствует. Благодаря этому обеспечиваются и более высокие их механические свойства. Так, листы из сплава 1 имеют предел прочности на уровне 600 МПа, а листы из сплава 3 — на уровне 640 МПа, тогда как у соответствующих им скандийсодержащих сплавов 2 и 4 этот показатель составляет 630 и 700 МПа. При этом условный предел текучести листов из сплава 4 составляет 645 МПа, из сплава 2 — 580 МПа, из сплава 3 — 573 МПа, а из сплава 1 — 560 МПа. Хотя относительное удлинение у листов из скандийсодержащих сплавов 2 и 4 находится на уровне 6,3 и 5,0 %, соответственно, что почти в два раза ниже, чем у листов без скандия (10,0 %).

Положительное влияние скандия в сплавах, обусловленное измельчением зерна, сказывается и на сварных соединениях листов. Так, суммарная протяженность зоны разупрочнения при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом листов толщиной 3 мм из сплава 4, содержащего скандий, составляет около 35 мм, а из сплава 3, в котором скандий отсутствует — около 46 мм (рис. 3). При этом минимальная твердость металла шва в

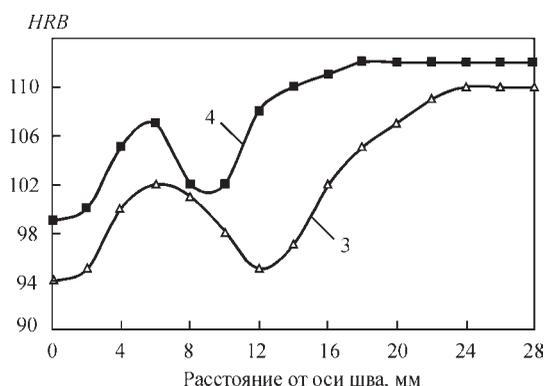


Рис. 3. Распределение твердости в сварных соединениях, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом листов толщиной 3 мм из опытных сплавов 3 и 4 с использованием сварочных присадочных проволок СвАМг63 и СвАМг63Sc, соответственно

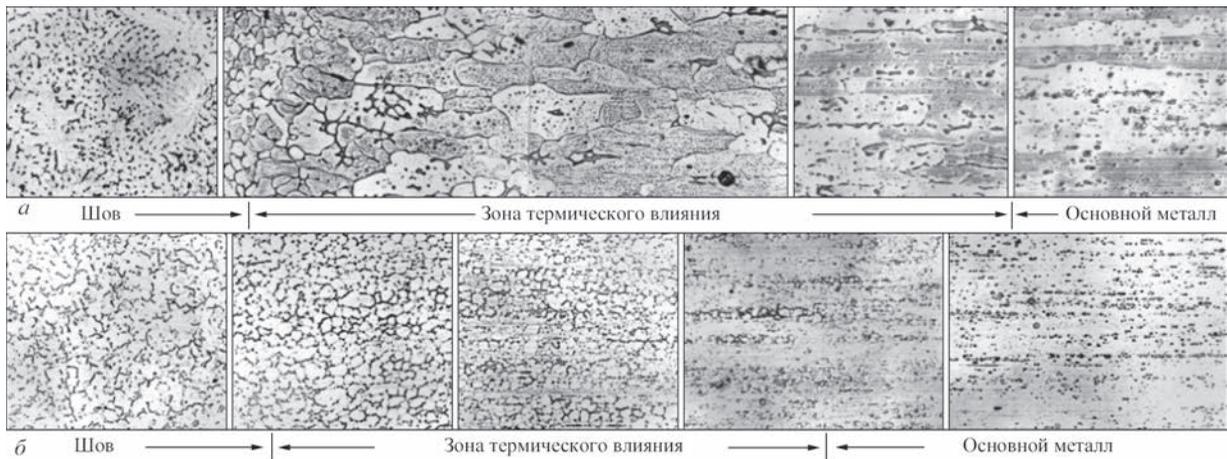


Рис. 4. Микроструктура ($\times 256$) сварных соединений, полученных при аргодуговой сварке неплавящимся электродом листов толщиной 3 мм из опытных сплавов 3 (а) и 4 (б) с использованием присадочных проволок СвАМг63 и СвАМг63S, соответственно

первом случае находится на уровне *HRB* 99, а во втором — всего *HRB* 94. Твердость основного металла в зоне сплавления его с металлом шва для сплава без скандия составляет *HRB* 100...102, а для сплава со скандием — *HRB* 105...107. В зоне отжига также наблюдаются различные уровни снижения твердости металла: *HRB* 95 у сплава без скандия и *HRB* 101 у сплава со скандием. Такие различия в характере распределения твердости металла в сварных соединениях сплавов со скандием и без него обусловлены их структурными особенностями (рис. 4). В металле шва, полученного при сварке скандийсодержащего сплава, формируются мелкие равноосные кристаллиты с тончайшими прослойками эвтектических выделений по границам зерен. Тогда как при сварке сплава без скандия в металле шва происходит образование более крупных дендритов и наблюдается большое скопление вторичных фаз в межзеренном пространстве, что свидетельствует о меньшей объемной доле границ зерен. Но еще более заметна разница в размерах структурных составляющих в зоне термического влияния, прилегающей к сварному шву. В сплаве 3, не содержащем скандия, в результате рекристаллизации зерен происходит формирование крупнодендринтой структуры металла с выделением по их границам утолщенных эвтектических прослоек. А наличие скандия в сплаве 4 позволяет практически предотвратить рекристаллизацию зерен в зоне термического влияния и получить мелкокристаллическую структуру металла.

Более высокие уровни твердости металла в характерных зонах сварных соединений сплавов со скандием, обусловленные формированием мелкокристаллической структуры металла в зоне формирования неразъемных соединений, могут свидетельствовать о повышении их прочностных

характеристик. Результаты механических испытаний образцов, приведенные в табл. 3, подтверждают эффективность применения скандия в исследуемых сплавах с целью повышения предела прочности их сварных соединений. Так, если этот показатель для сварных соединений опытных сплавов 1 и 3 без скандия находится на уровне 309 и 343 МПа, соответственно, то для сплавов 2 и 4 — на уровне 329 и 441 МПа при использовании в последнем случае присадочной проволоки СвАМг63Sc. При этом также наблюдается более высокое значение предела прочности металла швов и угла загиба α сварных соединений. Но еще существеннее становится влияние скандия на повышение предела прочности сварных соединений и металла швов после термической обработки образцов, включающей закалку при 465 °С и последующее искусственное старение при 120 °С на протяжении 16 ч. При таком термическом воздействии в результате нагревания металла до температуры закалки происходит распад твердого раствора скандия в алюминии и выделение вторичных интерметаллидов Al_3Sc , оказывающих упрочняющее воздействие на металл шва. А искусственное старение образцов способствует распаду твердого раствора основных легирующих элементов. В результате предел прочности сварных соединений в сплавах 2 и 4, содержащих скандий, повышается до 572 и 660 МПа, соответственно, что на 68 и 52 МПа превышает этот показатель для сплавов 1 и 3 без скандия. При этом для предела прочности металла швов эта разница составляет 66 и 45 МПа, соответственно.

Особенности первичной кристаллизации металла шва и формирования структурной и химической неоднородностей в зоне образования неразъемного соединения во многом определяет стойкость высоколегированных многокомпонент-

Таблица 3. Механические свойства сварных соединений листов из опытных сплавов системы легирования

Номер сплава	Σ (Zn+Mg+Cu), %	Присадочная проволока	Механические свойства после сварки		
			$\sigma_{\text{в}}^{\text{с.с.}}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}^{\text{м.ш.}}$, МПа	α , град
1	12,3	СвАМг63	<u>314-305</u> 309	<u>336-329</u> 330	<u>22-21</u> 21
		СвАМг63Sc	<u>321-315</u> 319	<u>344-339</u> 341	<u>25-23</u> 24
2		СвАМг63Sc	<u>333-326</u> 329	<u>351-348</u> 347	<u>25-23</u> 24
3	13,4	СвАМг63	<u>349-340</u> 343	<u>408-399</u> 403	<u>22-21</u> 21
		СвАМг63Sc	<u>361-355</u> 357	<u>418-404</u> 411	<u>23-22</u> 22
4		СвАМг63Sc	<u>445-439</u> 441	<u>419-405</u> 412	<u>23-22</u> 22
Механические свойства после термообработки*					
1	12,3	СвАМг63	<u>512-500</u> 504	<u>540-529</u> 536	—
2		СвАМг63Sc	<u>579-568</u> 572	<u>608-600</u> 602	—
3	13,4	СвАМг63	<u>616-605</u> 608	<u>638-629</u> 633	—
4		СвАМг63Sc	<u>665-655</u> 660	<u>685-672</u> 678	—

Примечания: В числителе указаны максимальные и минимальные, а в знаменателе — средние значения показателей по результатам испытания 5...7 образцов. *Предел прочности металла шва после термической обработки (закалка: 465 °С + искусственное старение: 120 °С, 16 ч) определяли на образцах с уменьшенным сечением в центральной части шва.

ных алюминиевых сплавов к образованию горячих кристаллизационных трещин при сварке. Они образуются и распространяются на завершающем этапе кристаллизации шва и имеют межкристаллитный характер. Поэтому получение мелкокристаллической структуры швов с большой объемной долей прерывистых границ зерен является одним из эффективных методов повышения стойкости сварных соединений к образованию таких дефектов. В результате проведенных исследований установлено, что при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом образцов Хоулдрокфта без присадочной проволоки распространение горячих кристаллизационных трещин происходит в центральной части швов. Наличие непрерывных протяженных эвтектических прослоек по границам зерен способствует образованию длинных трещин, практически независимо от типа структуры. Поэтому показатель горячеломкости A , отображающий в процентном отношении длину трещины к общей длине образца Хоулдрокфта, по результатам сварки 6...8 таких образцов для сплавов 1 и 3 без скандия находится на уровне 59,0 и 53,7 %, а для скандийсодержащих сплавов 2 и 4 — на уровне 50,0 и 45,7 %.

При сварке образцов Хоулдрокфта с использованием присадочных проволок растрескивания металла в центральной части шва не происходит, поскольку горячие трещины образуются в зоне сплавления его с основным металлом, где в процессе кристаллизации расплавленного металла

находятся скопления легкоплавких эвтектических фаз в виде межзеренных прослоек. Поэтому применение скандийсодержащей присадочной проволоки при сварке сплавов без скандия не может оказать существенного влияния на протяженность таких дефектов. И лишь при одновременном введении скандия в основной материал и присадочную проволоку, обеспечивая его содержание в шве на уровне 0,30...0,35 %, удается значительно повысить стойкость сварных соединений сплавов системы легирования Al–Zn–Mg–Cu против образования горячих кристаллизационных трещин. Так, при сварке образцов Хоулдрокфта из сплава 2, содержащего 0,08...0,14 % Sc, с присадочной проволокой СвАМг63Sc, в состав которой входит 0,5 % Sc, показатель горячеломкости A снизился до 42,4 %, а при сварке таких образцов из сплава 4, содержащего 0,28...0,32 % Sc, с той же присадочной проволокой — до 39,8 %.

Выводы

1. Введение 0,08...0,32 % Sc в алюминиевые сплавы системы легирования Al–Zn–Mg–Cu благодаря образованию частиц первичной фазы $Al_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, выступающих эффективными зародышами центров кристаллизации металла, обеспечивает формирование в слитках мелких (30...50 мкм) зерен, что в 3...5 раз меньше по сравнению с характерными структурными параметрами сплавов без скандия.

2. Достигнутое за счет добавок скандия измельчение структуры металла сохраняется после

термодеформационной обработки слитков и обеспечивает более высокие (на 15...20 %) механические свойства полученных полуфабрикатов, по сравнению с их безскандиевыми аналогами.

3. При аргонодуговой сварке неплавящимся электродом листов толщиной 3 мм из скандийсодержащих сплавов сокращается суммарная протяженность зоны разупрочнения и снижается уровень разупрочнения металла в шве, на границе его сплавления с основным материалом и в зоне отжига, благодаря чему повышается предел прочности металла шва и сварного соединения в целом.

4. Одновременное введение скандия в основной материал и присадочную проволоку для обеспечения его содержания в шве на уровне 0,30...0,35 % позволяет снизить показатель горячеломкости соединений на 11...26 % в зависимости от суммарного содержания основных легирующих элементов в сплаве.

Список литературы

1. Бондарев Б.И., Елагин В.И. (1992) Новые алюминиевые сплавы, легированные скандием. *Технология легких сплавов*, **5**, 22–28.
2. Давыдов В.Г., Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. (1996) О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **8**, 25–30.
3. Ищенко А.Я. (2003) Алюминиевые высокопрочные сплавы для сварных конструкций. *Прогресивні матеріали і технології у 2 т*. Київ, Академперіодика, Т. 1, сс. 50–82.
4. Мильман Ю.В. (2003) Влияние скандия на структуру, механические свойства и сопротивление коррозии сплавов алюминия. *Там же*. Київ, Академперіодика, Т. 1, сс. 335–360.
5. Елагин В.И., Швечков Е.И., Филатов Ю.Л., Захаров В.В. (2005) Трещиностойкость листов из сплавов Al–Mg–Sc. *Технология легких сплавов*, **1** **4**, 40–44.
6. Ищенко А.Я., Лозовская А.В., Покляцкий А.Г. и др. (1999) Структура и свойства соединений, полученных при сварке сплава AlMg6 с использованием присадочных проволок со скандием. *Автоматическая сварка*, **4**, 19–25.
7. Рязанцев В.И., Филатов Ю.А. (2003) Технологические аспекты дуговой сварки алюминиевых сплавов со скандием. *Авиационная промышленность*, **1**, 13–17.
8. Туркина Н.И., Семенова Б.В. (1992) Структура и свойства сплавов системы Al–Mg–Li, легированных скандием. *Технология легких сплавов*, **1**, 57–59.
9. Ищенко А.Я., Лозовская А.В., Покляцкий А.Г. и др. (2002) Повышение прочности швов при дуговой сварке сплава 1420 с применением скандийсодержащих присадок. *Автоматическая сварка*, **1**, 11–15.
10. Братухин А.Г., Третьяк Н.Г., Склабинская И.Е. (1993) Структура и механические свойства сварных соединений алюминийлитиевых сплавов при сварке опытными присадками со скандием. *Там же*, **1**, 11–15.
11. Покляцкий А.Г., Лозовская А.В., Гринюк А.А. (2006) Повышение прочности швов при дуговой сварке алюминий-сво-медных сплавов с применением скандийсодержащих присадок. *Там же*, **2**, 29–32.
12. Захаров В.В., Ростова Т.Д. (1995) Легирование скандием алюминиевых медьсодержащих сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **2**, 23–27.
13. Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д., Филатов Ю.А. (1989) Некоторые металлургические принципы легирования, технологии производства и термической обработки алюминиевых сплавов, содержащих скандий. *Технология легких сплавов*, **9**, 27–34.
14. Fedorchuk, V.E. (2015) Special features of the formation of the microstructure and chemical heterogeneity in welded joints in alloys of the Al–Zn–Mg–Cu system alloyed with scandium. *Welding International*, **29**, **8**, 619–623. doi:10.1080/09507116.2014.960695.
15. Фридляндер И.Н., Сенаторова О.Г., Новиков И.Н. и др. (1993) Сверхпластичность высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu, легированных скандием. *Технология легких сплавов*, **7** **8**, 43–47.
16. (1967) ГОСТ 6996-66. *Сварные соединения. Методы механических испытаний*. Москва, Изд-во стандартов.

References

1. Bondarev, B.I., Elagin, V.I. (1992) New aluminium alloys, doped with scandium. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **5**, 22–28 [in Russian].
2. Davydov, V.G., Elagin, V.I., Zakharov, V.V., Rostova, T.D. (1996) On alloying of aluminium alloys with scandium and zirconium additives. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **8**, 25–30 [in Russian].
3. Ishchenko, A.Ya. (2003) Aluminium high-strength alloys for welded structures. *Progresywni Materialy i Tekhnologii*. Kiev, Akadempriodika, Vol. 1, 50–82 [in Russian].
4. Milman, Yu.V. (2003) Effect of scandium on structure, mechanical properties and corrosion resistance of aluminium alloys. *Progresywni Materialy i Tekhnologii*. Kiev, Akadempriodika, Vol. 1, 335–360 [in Russian].
5. Elagin, V.I., Shvechkov, E.I., Filatov, Yu.L., Zakharov, V.V. (2005) Corrosion resistance of sheets of Al–Mg–Sc alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **1** **4**, 40–44 [in Russian].
6. Ishchenko, A.Ya., Lozovskaya, A.V., Poklyatsky, A.G. et al. (1999) Structure and properties of joints produced in welding of AlMg6 alloy using the filler wires with scandium. *Avtomatich. Svarka*, **4**, 19–25 [in Russian].
7. Ryazantsev, V.I., Filatov, Yu.A. (2003) Technological aspects of arc welding of aluminium alloys with scandium. *Aviats. Promyshlennost*, **1**, 13–17 [in Russian].
8. Turkina, N.I., Semenova, B.V. (1992) Structure and properties of Al–Mg–Li system alloys doped with scandium. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **1**, 57–59 [in Russian].
9. Ishchenko, A.Ya., Lozovskaya, A.V., Poklyatsky, A.G. et al. (2002) Increase in strength of welds in arc welding of alloy 1420 using the Sc-containing fillers. *The Paton Welding J.*, **1**, 10–14.
10. Bratukhin, A.G., Tretyak, N.G., Sklabinskaya, I.E. (1993) Structure and mechanical properties of welded joints of aluminium-lithium alloys in welding by test additives with scandium. *Avtomatich. Svarka*, **1**, 11–15 [in Russian].
11. Poklyatsky, A.G., Lozovskaya, A.V., Grinyuk, A.A. et al. (2006) Improvement of weld strength in arc welding of Al–Cu alloys with application of Sc-containing fillers. *The Paton Welding J.*, **2**, 26–29.
12. Zakharov, V.V., Rostova, T.D. (1995) Alloying with scandium of Cu-containing alloys. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **2**, 23–27 [in Russian].
13. Elagin, V.I., Zakharov, V.V., Rostova, T.D., Filatov, Yu.A. (1989) Some materials science principles of alloying, technology of manufacturing and heat treatment of Sc-containing aluminium alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **9**, 27–34 [in Russian].
14. Fedorchuk, V.E. (2015) Special features of the formation of the microstructure and chemical heterogeneity in welded joints in alloys of the Al–Zn–Mg–Cu system alloyed with scandium. *Welding International*, **29**, **8**, 619–623. doi:10.1080/09507116.2014.960695.
15. Fridlyander, I.N., Senatorova, O.G., Novikov, I.N. et al. (1993) Superplasticity of high-strength Sc-doped alloys of Al–Zn–Mg–Cu system. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **7**–**8**, 43–47 [in Russian].
16. (1967) GOST 6996-66: *Welded joints. Methods of mechanical tests*. Moscow, Izd-vo Standartov [in Russian].

ВПЛИВ СКАНДИЮ НА ВЛАСТИВОСТІ ТА СТРУКТУРУ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Al–Zn–Mg–Cu ТА ЇХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

В.Є. Федорчук¹, А.Г. Покляцький¹, Ю.В. Фальченко¹, Г.П. Кісла²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²НТТУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37

Досліджено вплив добавок скандію на структуру і механічні властивості литого металу, листових напівфабрикатів і стикових з'єднань, отриманих аргонодуговим зварюванням неплавким електродом алюмінієвих сплавів системи легування Al–Zn–MgCu. Показано, що у скандієвмісних сплавах як в литому металі, так і в їх листових напівфабрикатах, всі структурні складові мають менші розміри, ніж в сплавах без скандію, що забезпечує межу міцності листів на рівні 640...700 МПа в залежності від вмісту в них основних легуючих елементів. Встановлено, що при аргонодуговому зварюванні плавким електродом листів товщиною 3 мм сплавів зі скандієм, сумарна протяжність зони знеміцнення скорочується на 2 % при одночасному підвищенні твердості металу шва, що забезпечує більш високі механічні властивості таких сполук. При комплексному введенні скандію одночасно в основний матеріал і присадний дріт, що забезпечує його вміст у шві на рівні 0,30...0,35 %, вдається значно підвищити стійкість зварних з'єднань сплавів системи легування Al–Zn–Mg–Cu проти утворення кристалізаційних гарячих тріщин. Бібліогр. 16, табл. 3, рис. 4.

Ключові слова: алюмінієві сплави, система легування Al–Zn–Mg–Cu, скандій, мікроструктура, механічні властивості, гарячі тріщини

SCANDIUM EFFECT ON THE PROPERTIES AND STRUCTURE OF ALLOYS OF Al-Zn-Mg-Cu SYSTEM AND THEIR WELDED JOINTS

V.E. Fedorchuk¹, A.G. Poklyatskii¹, Yu.V. Falchenko¹, G.P. Kislaya²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@isi@nas.ua

²NTUU «Igor Sikorsky KPI», 37 Pobedy Ave., 03056, Kyiv, Ukraine.

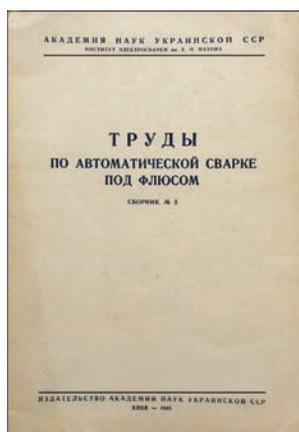
The effect of scandium additives on the structure and mechanical properties of cast metal, sheet semi-finished products and butt joints made by nonconsumable electrode argon-arc welding of aluminium alloys of Al-Zn-Mg-Cu alloying system was studied. It is shown that in scandium-containing alloys, both in the cast metal, and in their sheet semi-finished products, all the structural components have smaller dimensions, than in the alloys without scandium, that ensures the ultimate strength of the sheets on the level of 640 – 700 MPa, depending on their content of the main alloying elements. It is established that in nonconsumable argon-arc welding of 3 mm sheets from scandium-containing alloys the total length of the softening zone is reduced by 20% at simultaneous increase of weld metal hardness that provides higher mechanical properties of such joints. Complex addition of scandium to base material and filler wire simultaneously that ensures its content in the weld on the level of 0.30 – 0.35% allows significantly increasing the resistance of welded joints of alloys of Al-Zn-Mg-Cu system to hot solidification cracking. 16 Ref., 3 Tabl., 4 Fig.

Keywords: aluminium alloys, Al-Zn-Mg-Cu alloying system, scandium, microstructure, mechanical properties, hot cracks

Поступила в редакцію 17.01.2019

31 марта 1948

По инициативе академика Е. О. Патона был основан научно-технический и производственный журнал «Автоматическая сварка» (первые два года сборник «Труды по автоматической сварке под флюсом»). По широте, охвату и глубине освещения опубликованных материалов выпуски журнала за 71 год его издания часто называют сварочной энциклопедией. Он помог становлению уже нескольких поколений сварщиков.



Подписка – 2019 на журнал «Автоматическая сварка»
www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/as
 Подписной индекс 70031

Украина		Зарубежные страны	
на полугодие	на год	на полугодие	на год
990 грн.	1980 грн.	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: ДП «Преса», «Пресцентр», «Меркурий» (Украина); каталог зарубежных изданий «Белпочта» (Беларусь); каталог АО «Казпочта» Издания Украины (Казахстан); каталог «Газеты. Журналы» агентства «Роспечать», Объединенный каталог «Пресса России» (РФ).



Подписка – 2019 на журнал «The Paton Welding Journal»
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj
 Подписной индекс 21971

Украина		Зарубежные страны	
на полугодие	на год	на полугодие	на год
2400 грн.	4800 грн.	192 дол. США	384 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Журнал «Автоматическая сварка» в полном объеме переиздается на английском языке под названием «The Paton Welding Journal». Журналы распространяются по редакционной подписке (тел./факс: 38044 200-82-77, E-mail: journal@paton.kiev.ua).



Правила для авторов, лицензионные соглашения, архивные выпуски журналов на сайте издательства www.patonpublishinghouse.com.

В 2019 г. в открытом доступе выпуски журналов с 2009 по 2017 гг. в формате *.pdf.

Реклама в журналах «Автоматическая сварка» и «The Paton Welding Journal»

- Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров**
- ◆ Первая страница обложки, 200×200 мм
 - ◆ Вторая, третья и четвертая страницы обложки, 200×290 мм
 - ◆ Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки, 200×290 мм
 - ◆ Вклейка А4, 200×290 мм
 - ◆ Разворот А3, 400×290 мм
 - ◆ А5, 165×130 мм

- Стоимость рекламы**
- ◆ Цена договорная
 - ◆ 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

Подписано к печати 14.05.2019. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
 Усл. печ. л. 12,03. Усл.-отт. 12,43. Уч.-изд. л. 13,26 + 2 цв. вклейки.
 Печать ООО «ДИА».

03022, г. Киев-22, ул. Васильковская, 45.

Производство электродов на ОЗСО ИЭС им. Е.О. Патона

Опытный завод сварочного оборудования (ОЗСО) им. Е.О. Патона выпускает большой ассортимент профессионального сварочного оборудования, и в настоящее время является ведущим производителем его на территории Украины и стран СНГ.

С целью расширения ассортимента выпускаемой продукции и укрепления занятых на рынке позиций, руководство ОЗСО приняло решение освоить выпуск покрытых сварочных электродов. После длительного подготовительного процесса, в начале апреля 2016 г., было начато производство электродов под торговой маркой ПАТОН™. На новом участке производства применяются современные технологии и жесткий входной контроль качества сырья, а профессиональная команда специалистов постоянно следит за развитием производства сварочных материалов с целью внедрения своевременных инноваций.

Опытный завод сварочного оборудования выпускает электроды по классической рецептуре самых востребованных марок: АНО-21, АНО-36, АНО-4, УОНИ 13/45, УОНИ 13/55, МР-3, спецэлектроды для наплавки Т-590, сварки чугуна ЦЧ-4, сварки высоколегированных сталей ОЗЛ-8 и ЦЛ-11; а также электроды серии Elite по улучшенной рецептуре: Elite АНО-36, Elite АНО-21, 7018 Elite.

Таким образом ассортимент покрытых электродов ПАТОН™ сейчас выглядит следующим образом:

Серия «Elite»

- УНИВЕРСАЛ (РУТИЛОВЫЕ, С ЖЕЛЕЗНЫМ ПОРОШКОМ);
- 7018 (ОСНОВНЫЕ, С ЖЕЛЕЗНЫМ ПОРОШКОМ);
- Elite АНО-36 (РУТИЛ-ЦЕЛЛЮЛОЗНЫЕ С 8%-м СОДЕРЖАНИЕМ ЦЕЛЛЮЛОЗЫ);
- Elite АНО-21 (РУТИЛ-ЦЕЛЛЮЛОЗНЫЕ С 6%-м СОДЕРЖАНИЕМ ЦЕЛЛЮЛОЗЫ);
- Elite МД6013 (РУТИЛОВЫЕ);

Серия «Classic»

- АНО-36 (РУТИЛ-ЦЕЛЛЮЛОЗНЫЕ С 8%-м СОДЕРЖАНИЕМ ЦЕЛЛЮЛОЗЫ);
- АНО-21 (РУТИЛ-ЦЕЛЛЮЛОЗНЫЕ С 6%-м СОДЕРЖАНИЕМ ЦЕЛЛЮЛОЗЫ);
- АНО-4 (РУТИЛОВЫЕ);
- МР-3 (РУТИЛОВЫЕ);
- УОНИ-13/55 (ОСНОВНЫЕ).

Серия «СПЕЦЭЛЕКТРОДЫ»

- Т-590 – для наплавки;
- ОЗЛ-8, ЦЛ-11 – для сварки нержавеющей сталей;
- ЦЧ-4 – для сварки чугуна.

К наиболее известной и распространенной группе электродов типа Э46 относятся электроды марок АНО-4, МР-3, АНО-21, АНО-36 и другие сварочные электроды.

В последнее время наибольшее распространение получили рутил-целлюлозные электроды по рецептуре Института электросварки им. Е.О. Патона марок АНО-21 и АНО-36. По назначению и области применения они предназначены для ручной дуговой сварки на постоянном или переменном токе рядовых и ответственных конструкций из низкоуглеродистых сталей, поставляемых по ДСТУ 2651/ГОСТ380 (Ст0, Ст1, Ст2, Ст3 всех групп А,Б,В и всех степеней раскисления – «КП», «ПС», «СП») и по ГОСТ 1050 (05кп, 08кп, 08пс, 08, 10кп, 10пс, 10, 15кп, 15пс, 15,





20кп, 20пс, 20), во всех пространственных положениях (кроме вертикального сверху вниз для электродов диаметром 5,0 мм).

Рецептура и технология изготовления этих марок электродов, соответствующих требованиям ГОСТ 9466-75 по химическому составу и механическим свойствам, очень широкая, что иногда позволяет производителю маневрировать в условиях жесткой конкуренции, не выходя при этом за рамки требований ГОСТ. Поэтому основные показатели качества сварочных электродов разных производителей, и даже отдельно взятого производителя, могут несколько отличаться по сварочно-технологическим характеристикам. Также на изменение сварочных характеристик электродов влияет возможность каждого производителя разрабатывать свое ТУ, которое впоследствии допускает возможность использования новых компонентов и технологических операций при производстве электродов.

На ОЗСО им. Е.О. Патона проведено целый ряд мероприятий по улучшению качества выпускаемой продукции. Среди них: модификация рецептуры,

применяемой при производстве основных марок электродов, в сторону улучшения сварочно-технологических и потребительских характеристик; внедрение передовых инновационных разработок (применение комплексного ферросплавного модификатора производства одного из лучших мировых производителей); диверсификация поставок и расширение географии поступления известных и новых сырьевых компонентов, в том числе из зарубежных стран (целлюлоза — Швейцария, калий-натриевая глыба — Германия, слюда — Индия и т. д.); ужесточение как входного, так и выходного контроля качества сырья и продукции; редизайн и улучшение качества упаковочных материалов с применением трехслойной упаковки, что гарантирует сохранение сварочно-технологических свойств электродов на всем пути от Завода до конечного потребителя.

Использование новых видов сырья позволило значительно улучшить сварочно-технологические характеристики электродов, что расширило их применение как в промышленном секторе, так и в быту. Большое внимание при модернизации рецептур было уделено повышению их экологической безопасности, санитарно-гигиенических показателей и безопасности для здоровья сварщика.

В 2017 г. в рамках реализации стратегии развития данного направления, технологический парк по производству электродов пополнился современной автоматической линией производительностью 12 т в смену. В том же 2017 г. был получен сертификат СЕ, который подтвердил соответствие продукции нормам ЕС и были начаты поставки на рынки европейских стран. Сегодня электроды ПАТОН™ поставляются на рынки более 25 стран по всему миру — от Латинской Америки до Южной Кореи.

Несмотря на небольшой срок присутствия на рынке сварочные электроды ПАТОН™ успели себя зарекомендовать с хорошей стороны и стать незаменимым помощником в сварочных работах в различных отраслях: строительстве, машино- и судостроении, сельском хозяйстве, изготовлении различных металлоконструкций и др. А электроды серии Elite, изготовленные по улучшенной рецептуре, благодаря своей неприхотливости к качеству свариваемых поверхностей, легкому первичному и вторичному поджигу, а также стабильному горению дуги, нашли широкое применение для проведения сварочных работ рядовыми потребителями при решении бытовых задач.



ОЗСО ИЭС им. Е.О. Патона
ул. Новопириоговская, 66, Киев,
Украина
Тел.: +38 (044) 259-40-00
office@paton.ua