

## 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](mailto: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

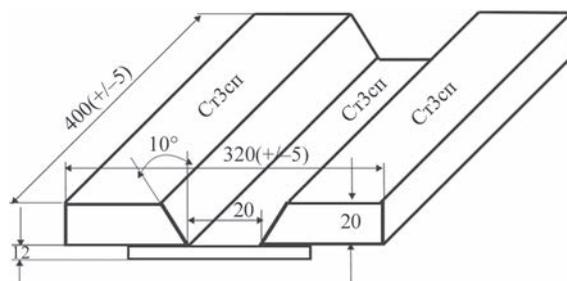


Рис. 1. Схема подготовки сварного соединения

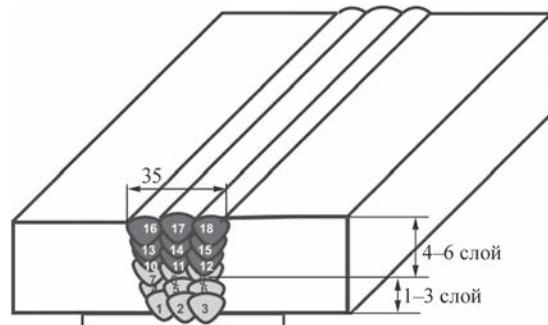


Рис. 2. Схема раскладки валиков при заполнении разделки стыкового соединения

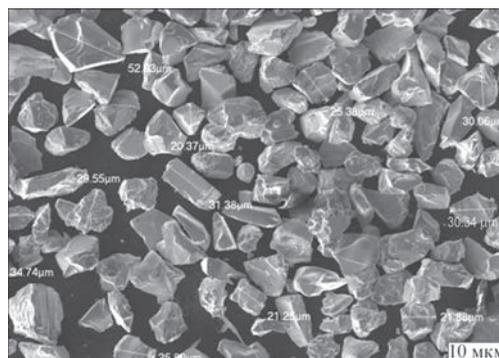


Рис. 3. Частицы тугоплавких оксидов, введенных в сварочную ванну

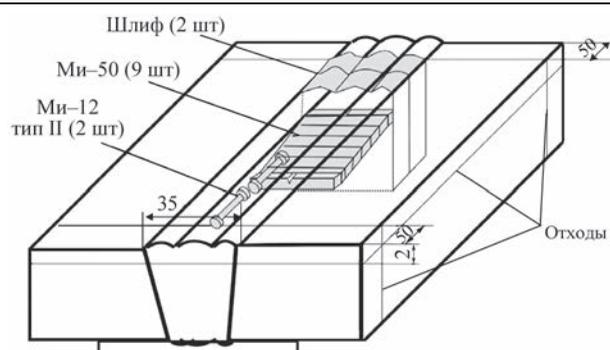


Рис. 4. Схема вырезки образцов для определения химического состава, механических свойств и микроструктуры металла швов

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 <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	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 <sub>2</sub>	0,033	0,223	1,05	0,024	0,024	0,12	2,02	0,30	0,024	0,031	0,06

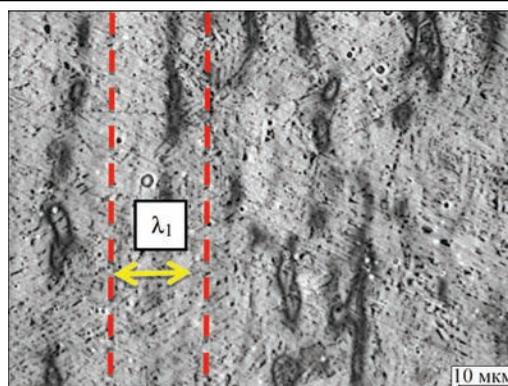


Рис. 5. Схема определения расстояния между осями дендритов

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  $\lambda_1$  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

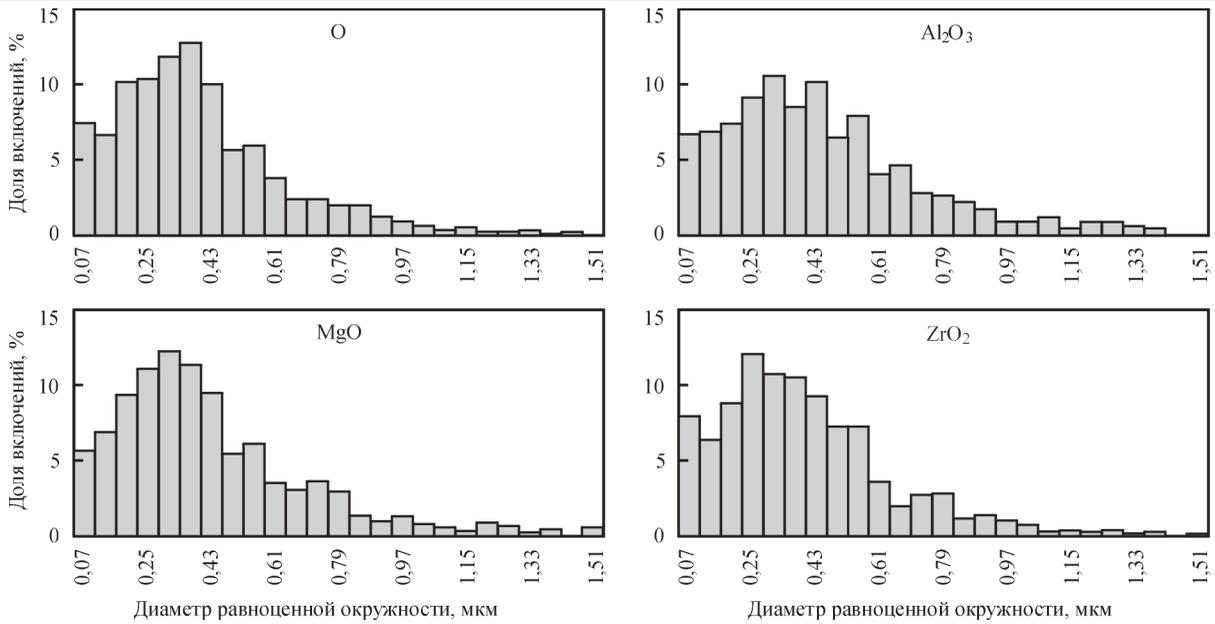


Рис. 6. Гистограммы распределения по размерам неметаллических включений в металле исследованных швов

Таблица 2. Механические свойства металла исследованных швов

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

Таблица 3. Объемная доля неметаллических включений в металле швов

Модификатор	0	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	ZrO <sub>2</sub>
$V_{nb}, \%$	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 <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2	2	8	4	30	36	11	7
MgO	32	10	5	10	7	12	19	5
ZrO <sub>2</sub>	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 <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	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 <sub>2</sub>	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-

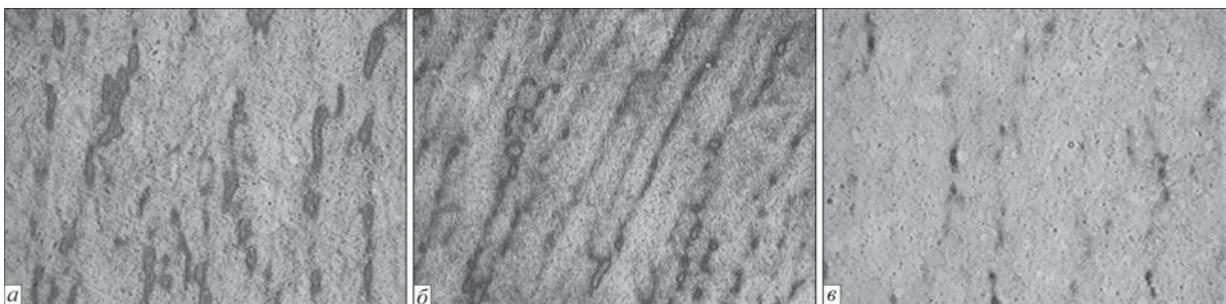


Рис. 7. Дендритная структура металла швов (×630): а — без модификатора; б — модификатор Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; в — модификатор ZrO<sub>2</sub>

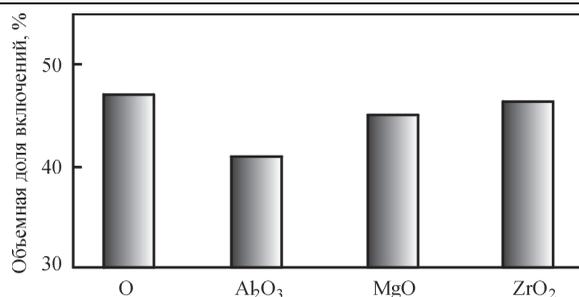


Рис. 8. Содержание в металле швов неметаллических включений размером  $< 0,3$  мкм

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

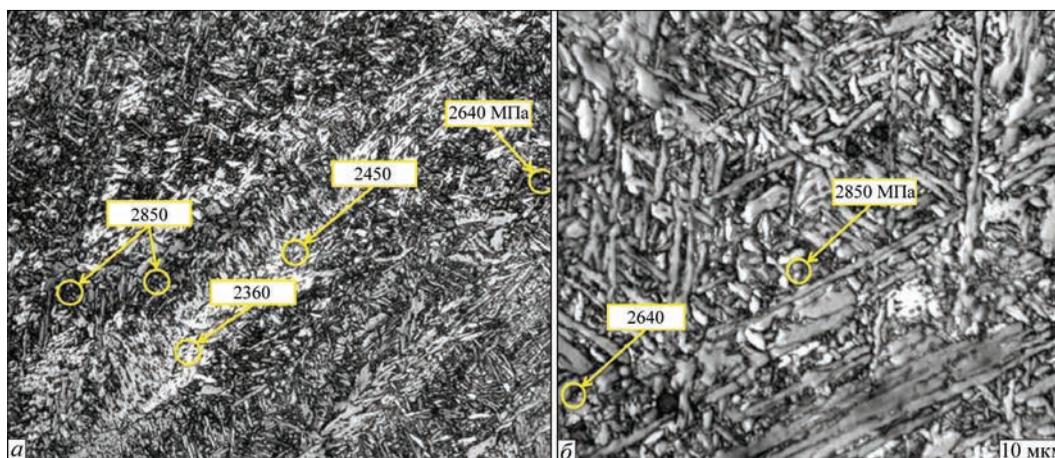


Рис. 9. Микроструктура и микротвердость ( $HV1$ ) характерных структурных составляющих металла шва, не содержащего модификаторов:  $a$  —  $\times 320$ ;  $b$  —  $\times 1000$

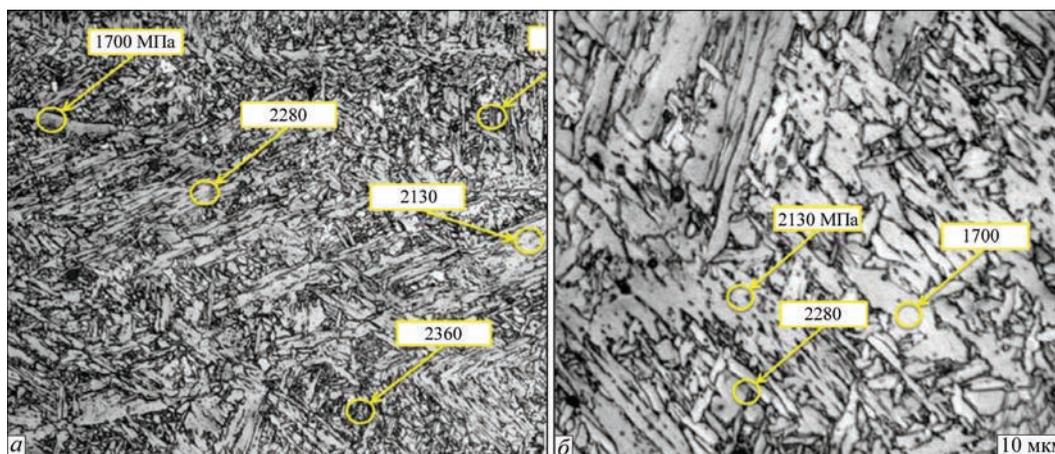


Рис. 10. Микроструктура и микротвердость ( $HV1$ ) характерных структурных составляющих металла шва, модифицированного частицами MgO:  $a$  —  $\times 320$ ;  $b$  —  $\times 1000$

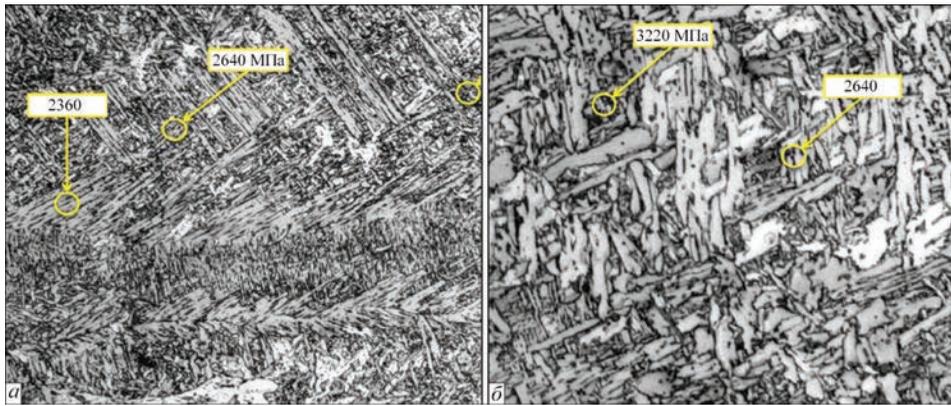


Рис. 11. Микроструктура и микротвердость ( $HV1$ ) характерных структурных составляющих металла шва, модифицированного частицами  $Al_2O_3$ :  $a$  —  $\times 320$ ;  $b$  —  $\times 1000$

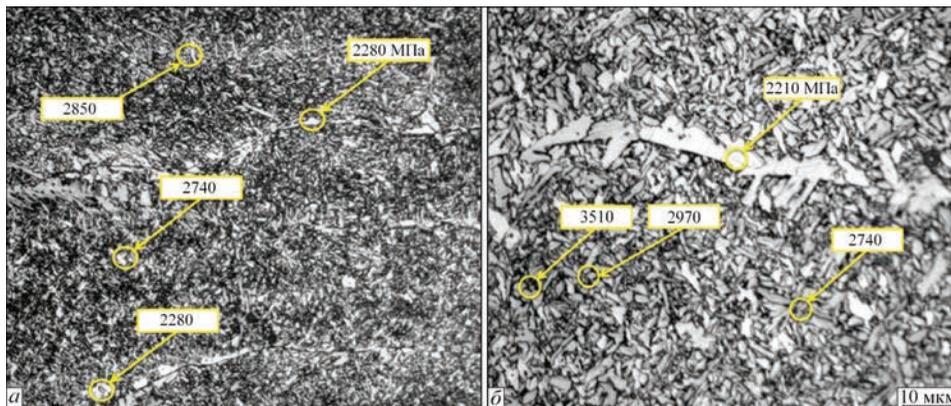


Рис. 12. Микроструктура и микротвердость ( $HV1$ ) характерных структурных составляющих металла шва, модифицированного частицами  $ZrO_2$ :  $a$  —  $\times 320$ ;  $b$  —  $\times 1000$

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 <sup>2</sup>	Угол смачивания на границе металл-включение, град	Ширина дендритов, мкм
0	29	-	-	46
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	43	630	130	57
MgO	51	502	108	152
ZrO <sub>2</sub>	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-

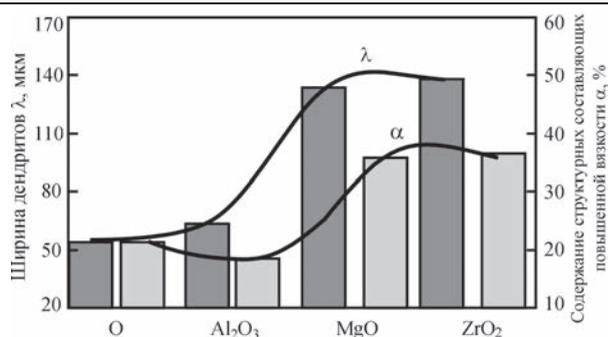


Рис. 13. Взаимосвязь между размерами дендритов и содержанием структурных составляющих повышенной вязкости в составе вторичной структуры металла швов

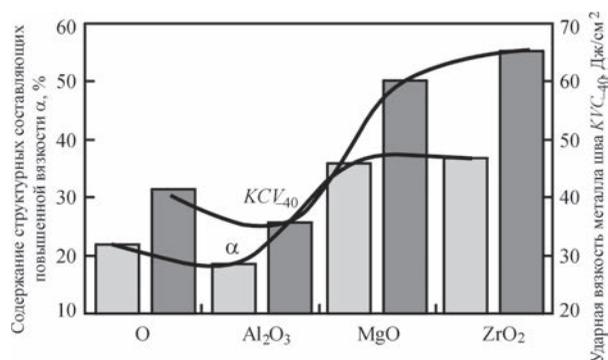


Рис. 14. Взаимосвязь между содержанием структурных составляющих повышенной вязкости в составе вторичной структуры и ударной вязкостью металла швов

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 ( $\lambda$ ) сопровождается ростом содержания составляющих вторичной структуры повышенной вязкости ( $\alpha$ ).

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