

ВПЛИВ ВВЕДЕННЯ ТУГОПЛАВКИХ СПОЛУК ДО ЗВАРЮВАЛЬНОЇ ВАННИ НА ДЕНДРИТНУ СТРУКТУРУ МЕТАЛУ ШВІВ

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

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

Проведено дослідження з метою розширення бази знань щодо механізмів впливу тугоплавких сполук в зварювальній ванні на модифікування структури металу швів. Наведено результати експериментів з інокулювання до рідкого металу зварювальної ванни дисперсних частинок TiN, SiC, NbC, VC, TiC, TiO₂, Al₂O₃, MgO, ZrO₂. Проаналізовано можливість впливу тугоплавких інокулянтів як «мікрохолодильників» розплаву, центрів епітаксiального зародження нової фази в рідкому металі та поверхнево-активних сполук на модифікування дендритної структури зварних швів. Показано, що в умовах зварювання низьколегованих сталей порошковим дротом типу «metal core» в середовищі захисного газу, інокульовані до зварювальної ванни тугоплавкі з'єднання найбільш активно впливають на модифікування первинної структури як поверхнево-активні сполуки. Встановлено, що зміна морфології дендритів в металі шва впливає на температурний діапазон процесу перекристалізації, формування вторинної мікроструктури і механічні властивості зварних швів. Бібліогр. 10, табл. 5, рис. 8.

Ключові слова: низьколегована сталь, зварний шов, тугоплавкі включення, дисперсні частинки, дендритна структура, модифікація, зерна аустеніту

Конструкційні сталі на сьогодні становлять основну базу зварних металоконструкцій. Номенклатура низьколегованого прокату характеризується широким розмаїттям, продовжується розробка нових марок, які здатні забезпечити подальше підвищення експлуатаційних показників зварних металоконструкцій. Покращення характеристик низьколегованих сталей підвищеної та високої міцності досягається за рахунок ускладнення технології їх виробництва, комплексного легування такими елементами як нікель, молібден, ніобій, ванадій. Висока вартість цих елементів в Україні зумовлює актуальність досліджень, спрямованих на пошук альтернативних можливостей металургійного впливу на формування структури металу. Такі роботи виконуються стосовно як низьколегованого прокату, так і металу швів, отриманих при його зварюванні. Слід відзначити, що дослідження в галузі зварювання відзначаються додатковими складнощами порівняно з традиційною металургією, які пов'язані з великою швидкістю процесів, наявністю газо-плазмової фази, підвищеним градієнтом складів контактуючих фаз та рядом інших факторів.

Існуючі на сьогодні уявлення щодо формування первинної структури металу зварних швів базуються переважно на дослідженнях процесів кристалізації великих об'ємів металу при виготовленні сталевих зливків. Тотожність металургійних процесів, які мають місце в цих двох випадках, дозволяють використовувати результати досліджень в галузі чорної металургії, але суттєва відмінність в параметрах кінетики потоків, температурних та концентраційних градієнтів, зумовлюють необхідність проведення спеціальних досліджень стосовно особливостей формування первинної структури металу зварних швів.

При зварюванні низьколегованих сталей з вмістом вуглецю не вище 0,18 %, відповідно до діаграми стану системи Fe–C, кристалізація розплаву починається при температурах нижче 1500 °C. Але слід зауважити, що зміни вмісту легуючих елементів в рідкому металі на фронті кристалізації, які викликані концентраційним переохолодженням, впливають на зниження цієї температури. З практичного досвіду відомо, що таке зниження температури становить близько 10 °C.

Особливістю формування первинної структури металу швів є переважне епітаксiальне зародження кристалів на частково оплавлених зернах основного металу. Зерна основного металу мають неоднорідну орієнтацію, тому і кристали, що зароджуються в зварювальній ванні, будуть також мати різну орієнтацію і ті з них, вісі яких співпадатимуть з напрямком найбільшого теплового потоку, будуть зростати, найбільш інтенсивно поглинаючи дрібних сусідів. Такі кристали, розділені високоенергетичними границями, утворю-

Головка В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-2117-0864>, Єрмоленко Д.Ю. – <https://orcid.org/0000-0002-1215-1522>,

Степанюк С.М. – <https://orcid.org/0000-0001-8876-9153>,

© В.В. Головка, Д.Ю. Єрмоленко, С.М. Степанюк, 2020

ють структуру первинних дендритів. Кривизна фронту кристалізації, тобто кривизна поверхні тверде/рідке в зварювальній ванні, яка змінюється в залежності від руху джерела енергії, зумовлює нестабільність фронту і формування структури у вигляді стовпчастих дендритів. В процесі охолодження відбувається δ -, γ -перетворення з утворенням малокутових границь всередині первинних дендритів. Наявність ліквацийного прошарку рідкого металу, присутність поверхнево-активних елементів, сегрегація тугоплавких включень в зоні між зростаючими дендритами визначають морфологію зерен первинного аустеніту, що в подальшому відіб'ється на формуванні кінцевої мікроструктури металу швів та їх механічних властивостях.

Одним з перспективних напрямків підвищення механічних властивостей зварного шва є зменшення розміру його структурних зерен. З цією метою широко використовуються методи модифікування металу. На сьогодні відсутній єдиний опис механізму модифікування сплавів заліза, проте практика широкого використання свідчить про ефективність таких процесів. Відомо, що введення до металевого розплаву тугоплавких частинок полегшує зародження рівновісних кристалів в зоні концентраційного переохолодження, а збільшення кількості центрів кристалізації впливає на зниження швидкості росту дендритів. Цьому також сприяє присутність поверхнево-активних з'єднань, які знижують поверхневу енергію дендритів, що приводить до зменшення розмірів первинної структури. Для підвищення ефективності доцільно поєднання впливу тугоплавких частинок і поверхнево-активних з'єднань [1]. Крім того, в будь-якому випадку, при виборі модифікаторів слід враховувати особливості кристалізації зварювальної ванни.

Дана робота присвячена дослідженню особливостей модифікуючої дії частинок тугоплавких сполук, які різнилися за своїми фізико-хімічними показниками, з метою обґрунтування добору модифікаторів структури металу зварних швів низьколегованих високоміцних сталей.

1. Вплив інокулянтів на дендритну структуру. Формування структури металевих сплавів починається з утворення і росту дендритів. При кристалізації зварювальної ванни ці процеси відбуваються значно швидше, ніж у випадку великих металевих зливків, але, тим не менш, саме на цьому етапі починається утворення мікроструктури металу шва, яка зумовлює весь комплекс його механічних властивостей. На жаль, дослідженням особливостей формування дендритної структури металу зварних швів приділено не дуже багато уваги в науково-технічній літературі. В цьому розділі наведено результати дослідження впливу інокулювання до зварювальної ванни частинок тугоплавких з'єднань на морфологію дендритів в металі швів.

1.1 Методика проведення експериментів. За характером дії модифікуючи добавки умовно можливо поділити на три типи: «мікрохолодильники», епітаксціальні центри зародження нової фази, поверхнево-активні з'єднання. Для проведення досліджень були обрані тугоплавкі сполуки, які дозволяють зробити висновок щодо ефективності кожного з цих напрямків при формуванні структури металу швів низьколегованих сталей з границею плинності до 600 МПа. Перелік обраних для експериментів з'єднань та їх фізико-хімічні параметри наведено в табл. 1.

Для виявлення характеру дії тугоплавкої сполуки доцільно зберегти її у вигляді кристалічної фази в температурному діапазоні існування металевого розплаву. Виконані розрахунки показали, що при введенні до зварювальної ванни обраних сполук розмір тугоплавких частинок повинен бути не менше 200 мкм. При введенні частинок розміром 200...500 мкм можлива їх участь в процесі кристалізації розплаву як кристалічних включень екзогенного типу розміром 50...100 нм.

Дослідження впливу тугоплавких частинок на модифікування структурних складових металу виконували на зразках наплавленого металу, які були отримані з останнього шару металу стикового шва, що зварювали дослідним порошковим дротом типу «metal core» діаметром 1,6 ($\pm 0,1$) мм в

Таблиця 1. Фізико-хімічні характеристики сполук, які використовували при експериментах

Сполука	$T_{пл}$, °C	Тип кристалічної решітки	Параметр решітки, нм	Невідповідність з розміром δFe , %	Міжфазна енергія, мДж/м ²
ZrO ₂	2715	Тетрагональна	a-3,640 c-5,152	1	2863
VC	2810	ГЦК	a-4,159	13	1559
MgO	2825	ГЦК	a-4,213	14	2226
TiN	2930	ГЦК	a-4,260	16	393
TiC	3160	ГЦК	a-4,336	18	884
NbC	3608	ГЦК	a-4,469	21	548
TiO ₂	1843	Тетрагональна	a-4,593 c-2,959	25	2444
Al ₂ O ₃	2044	Ромбодрична	a-5,120 α -55,25°	39	972

середовищі захисного газу M21 за стандартом ISO 14175 [2]. Стикові з'єднання типу 1.4 за стандартом ISO 9692-1 [3] (рис.1) зварювали на постійному струмі зворотної полярності 230 (±10) А при напрузі на дузі 28 (±2) В і швидкості зварювання 18 (±0,5) см/хв. Після кожного проходу стикове з'єднання охолоджували на повітрі до температури не більше 120 °С. Погонна енергія процесу становила 26...28 Дж/см.

Частинки тугоплавких з'єднань розміром 200...500 мкм вводили (інокулювали) до розплавленого металу через осердя порошкового дроту, який подавали до зварювальної ванни у вигляді «холодної» присадки. Схеми підготовки стика, зварного з'єднання і місць відбору зразків для проведення досліджень наведено на рис. 1–3. Вміст інокульованої присадки становив 0,1 % від маси зварювальної ванни. Хімічний склад досліджених зразків, механічні властивості металу швів наведено в табл. 2 і 3, відповідно. На рис. 2 наведена схема заповнення стикового з'єднання, відповідно з якою проходи з першого до дев'ятого виконували порошковим дротом з базовою системою легування, а проходи з десятого по вісімнадцятий – з використанням «холодної» присадки, до осердя якої були введені частинки тугоплавких з'єднань.

Зварні шви мали умовне позначення, що відповідало тому тугоплавкому з'єднанню, який було інокульовано до зварювальної ванни. До дослідження також долучені зразки металу шва, який мав базову систему легування без введення тугоплавких з'єднань (умовне позначення БЛ). Для

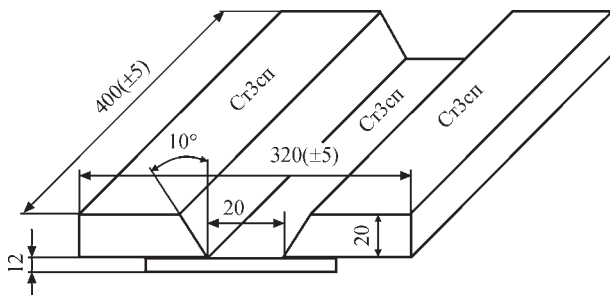


Рис. 1. Підготовка стикового з'єднання для отримання зразків металу швів відповідно з вимогами ISO 14171

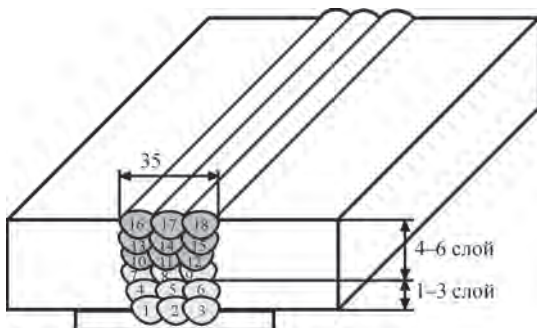


Рис. 2. Схема розкладки валиків при заповненні стикового з'єднання

виокремлення впливу титановміщуючих сполук від підвищення вмісту титану для дослідження включили зразки металу шва додатково, порівняно з базовою системою, легованого титаном (умовне позначення FeTi).

Із зварних з'єднань вирізали поперечні зразки для дослідження структури і фазового складу металу швів, а також механічних властивостей зварних з'єднань за схемою, яка наведена на рис. 3.

При металографічних дослідженнях визначали частку структурних складових в металі і розподіл неметалевих включень. Мікроструктуру досліджували методами оптичної металографії з використанням світлового мікроскопу «Неофот-30» з реєстрацією зображення на екрані комп'ютера.

Металографічні дослідження останнього проходу проводили на оптичному мікроскопі «Neophot 30» на поперечних шліфах металу швів відполірованих та протравлених в 2%-му розчині ніталю. Такі ж самі шліфи використовували для досліджень на скануючому електронному мікроскопі. Аналіз мікроструктури проводили відповідно до вимог стандарту ISO 17639 [4] та рекомендацій Міжнародного інституту зварювання [5].

Первинну структуру металу шва досліджували на полірованих зразках, протравлених в киплячому насиченому розчині пікрату натрію ($C_6H_2(NO_2)_3ONa$) в воді. Зразки вирізали в напрямку, перпендикулярному поздовжній вісі шва, таким чином, щоб на поверхні шліфа було видно дендрити, які виростили в напрямку найбільшого термічного градієнта в зварювальній ванні. При дослідженні первинної структури за зображеннями, отриманими методом оптичної мікроскопії, визначали розміри стовпчастих дендритів (розміри λ_1 на рис. 4).

Для аналізу характеру розподілу неметалевих включень в структурі металу швів використовували зображення поверхні полірованих нетравлених шліфів, отриманих на оптичному мікроскопі «Neophot 30». Оброблені знімки піддавалися розпізнаванню за допомогою спеціального програм-

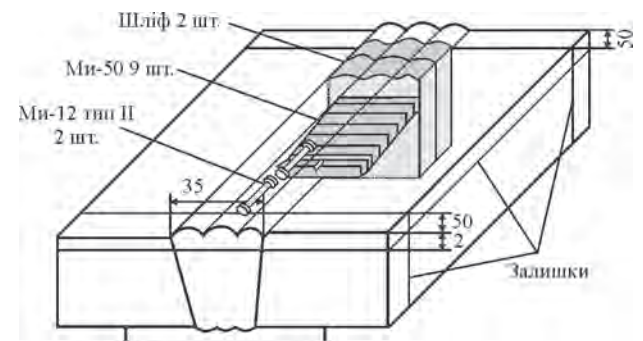


Рис. 3. Схема відбору зразків для визначення хімічного складу, механічних властивостей і структури металу швів

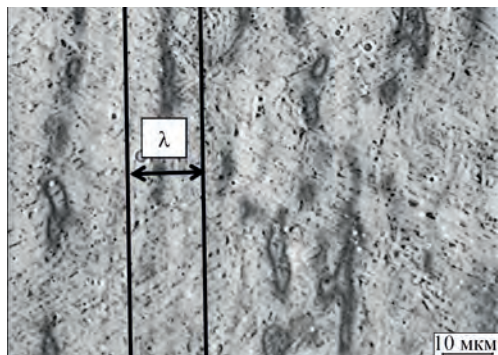


Рис. 4. Приклад дендритної структури (×1000) досліджуваних зразків (λ – відстань між всіма первинних дендритів)

ного забезпечення. Кожне включення в наближенні розглядалося як деякий багатогранник, площа якого вимірюється і записується в таблицю для подальшої математичної обробки. Таким чином, аналізу піддавалося кожне видиме на знімку включення, яке займає більше 3 пікселів. Таким чином, формувалася статистична вибірка за розмірами неметалевих включень в металі зварного шва. Для подальшої обробки використовували авторське програмне забезпечення, яке забезпечує повний цикл обробки отриманих даних і виведення результатів у вигляді електронної таблиці. Далі, використовуючи отриману вибірку, відбувалася побудова гістограми частот із заданими інтервалами

розмірів. Така гістограма частот являє собою розподіл включень в металевій матриці за розмірами.

Механічні властивості металу досліджених швів визначали за методиками, наведеними в стандарті ISO 15792-1 [6].

1.2. Результати досліджень. З результатів, наведених в табл. 2, видно, що за хімічним складом метал досліджених швів відповідає низьколегованим сталям. Введення до зварювальної ванни певних інокулянтів позначилось тільки на вмісті алюмінію та титану в металі швів, що можна пояснити особливостями процесів розкислення під впливом введених з'єднань.

Результати, наведені в табл. 3, свідчать, що введення до зварювальної ванни частинок тугоплавких з'єднань справляє помітний вплив на механічні властивості металу швів. Такий вплив пов'язано зі змінами в структурі металу, розгляду яких присвячена ця робота.

1.3. Розподіл неметалевих включень за розміром. В одному кубічному міліметрі металу шва може перебувати до 10¹⁰ неметалевих включень розміром від 30 нм до 3 мкм, однак справляти активний вплив на зародження нової фази можуть тільки близько 30 % з них. Неметалеві включення в металі досліджених швів відрізнялися за своєю морфологією. Дуже

Таблиця 2. Хімічний склад металу досліджених швів, мас. %

Шов	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Zr
БЛ	0,034	0,340	1,21	0,021	0,020	0,12	2,13	0,28	0,028	0,013	н\в
FeTi	0,036	0,335	1,22	0,022	0,021	0,14	2,14	0,26	0,038	0,029	“
TiN	0,035	0,317	1,24	0,019	0,009	0,14	2,15	0,26	0,036	0,021	“
VC	0,052	0,227	1,21	0,022	0,021	0,14	2,13	0,25	0,027	0,004	“
NbC	0,049	0,253	1,19	0,021	0,020	0,13	2,15	0,27	0,029	0,003	“
SiC	0,053	0,351	1,20	0,020	0,025	0,12	2,12	0,26	0,025	0,004	“
TiC	0,046	0,340	1,25	0,021	0,019	0,13	2,15	0,24	0,023	0,021	“
TiO ₂	0,035	0,405	1,24	0,018	0,021	0,11	2,17	0,27	0,031	0,027	“
Al ₂ O ₃	0,034	0,424	1,26	0,019	0,023	0,11	2,15	0,29	0,042	0,015	“
MgO	0,031	0,227	1,21	0,025	0,024	0,14	2,15	0,29	0,023	0,013	“
ZrO ₂	0,033	0,223	1,25	0,024	0,024	0,12	2,14	0,30	0,024	0,013	0,06

Таблиця 3. Механічні властивості металу досліджених швів

Шов	σ _B , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	ψ, %	KCV, Дж/см ² при T, °C			
					20	0	-20	-40
БЛ	685	610	15	54	97	87	75	53
FeTi	747	690	19	60	74	69	63	61
TiC	716	644	19	63	110	97	85	73
TiN	712	580	5,3	14,7	55	47	40	–
SiC	726	650	21	62	85	72	65	61
VC	780	706	14	56	57	55	52	–
NbC	820	757	18	57	45	39	31	–
TiO ₂	709	636	19	57	85	72	60	50
Al ₂ O ₃	728	621	17	54	82	58	50	36
MgO	644	586	19	60	103	85	69	60
ZrO ₂	649	592	21	64	97	91	84	76

Таблиця 4. Результати аналізу вмісту неметалевих включень в металі швів

Шов	Частка включень (%) в металі шва	Частка включень (%) в розмірному діапазоні			
		< 0,31 мкм	0,37...0,61 мкм	0,67...0,97 мкм	1,03...1,57 мкм
БЛ	0,47	29,63	46,67	17,65	6,05
FeTi	0,58	27,36	52,01	14,77	4,99
TiC	0,62	24,51	45,80	22,69	7,00
TiN	0,77	31,11	47,97	16,32	4,60
VC	0,61	26,56	46,48	19,24	7,72
NbC	0,58	29,77	45,74	18,97	5,52
SiC	0,68	27,16	44,89	21,59	6,36
TiO ₂	0,81	30,89	40,96	20,37	7,78
Al ₂ O ₃	0,74	30,48	43,95	18,50	7,07
MgO	0,62	33,09	44,69	14,73	6,40
ZrO ₂	0,55	35,53	45,43	14,21	4,82

дрібні включення розміром до 0,3 мкм мали однофазну будову у вигляді тугоплавких оксидів, карбідів чи нітридів. Більш крупні включення розміром до 1,0 мкм склалися з двох чи трьох фаз – тугоплавкого включення і оксидної фази на базі з'єднань марганцю, кремнію та титану. Включення розміром вище 1,0 мкм мали багатшарову морфологію з розташуванням на зовнішній поверхні легкоплавких сульфідів. Вважається, що такі включення формуються в твердофазному металевому розчині і не можуть впливати на формування первинної структури [7]. Включення другого типу справляють найбільш помітний вплив на утворення нової фази при формуванні вторинної мікроструктури [8], але їх участь в процесах зародження і зростання первинної структури поки ще не має широкого висвітлення. Найбільш дрібні тугоплавкі включення без сумніву були присутні в рідкому металі, мали контакт з зростаючими дендритами і могли впливати на їх розвиток. Виходячи з наведених міркувань, в табл. 4 наведено результати визначення як загального вмісту включень в металі швів, так і їх розподіл відповідно до трьох означених розмірних діапазонів.

1.4. Морфологія зерен первинної структури.

Використані методи травлення зразків металу швів дозволили формування бази даних щодо розмірів як дендритів, так і зерен первинного аустеніту. Отримані результати наведено в табл. 5.

На рис. 5 наведено зображення зразків металу швів після травлення для виявлення первинної структури.

1.5. Обговорення отриманих результатів. Вплив інокулянтів на морфологію первинної структури. Дендрити, які утворюються в металі шва, зароджуються на зернах основного металу, ростуть в основному уздовж максимального теплового градієнта до центру зварного шва, що призводить до форми стовпчастих дендритів. Ширина стовпчастих дендритів пов'язана з розміром зерен основного металу на лінії сплавлення. Однак, оскільки зростання деяких несприятливо орієнтованих дендритів було придушено тими, які зростали швидше, певні дендрити збільшилися в розмірі і, як очікувалось, були ширше, ніж вихідні зерна основного металу.

Як видно з результатів, наведених в табл. 5, інокулювання до зварювальної ванни частинок

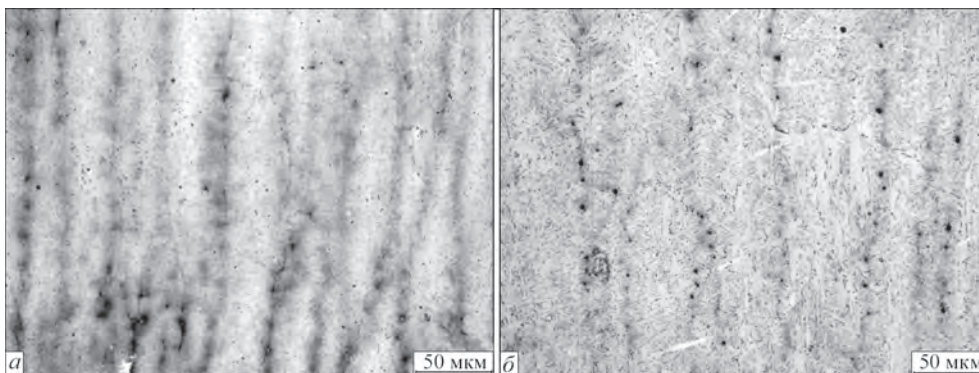


Рис. 5. Первинна структура металу шва БЛ (а) та ZrO₂ (б)

Таблиця 5. Розмір між вісями дендритів λ і розмір зерен первинного аустеніту d

Розмір, мкм	БЛ	FeTi	TiC	TiN	VC	NbC	SiC	TiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	ZrO ₂
Дендрити	80 ± 17	57 ± 13	100±20	55±12	70±15	50±12	100±21	100±19	57± 13	152 ± 23	158 ± 22
Аустеніти	70 ± 15	45± 10	80± 16	40 ± 9	65±13	35 ± 8	80±18	80±17	45± 10	70± 13	75 ± 15

тугоплавких з'єднань впливає на морфологію дендритів та зерен первинного аустеніту. Склад тугоплавких з'єднань для експериментів було обрано з метою виявити один з можливих механізмів їх впливу на первинну структуру. Відповідно до механізму дії включень як «мікрохолодильників», їх ефективність визначається рівнем прихованої енергії кристалізації. Процес плавлення включень супроводжується споживанням цієї енергії і відповідним зниженням температури металевого розплаву, в якому вони знаходяться [8]. Чим вище температура плавлення з'єднання, тим більше величина прихованої енергії плавлення і тим більший вплив на переохолодження розплаву будуть справляти такі включення. Збільшення рівня переохолодження має вплинути на швидкість кристалізації, тобто на розмір дендритів. На рис. 6 показані гістограми, які побудовані за результатами, наведеними в табл. 1 та 5.

Як видно з наведених результатів, між температурою плавлення інокульованих до зварювальної ванни частинок і шириною дендритів в металі швів відсутня однозначна залежність. Найбільша ширина дендритів притаманна металу швів, до складу яких інокульовані включення з температурою плавлення 2715 та 2825 °С, в той час як дендрити в металі швів, інокульованих включеннями з більш високою температурою, мають значно менший розмір.

Інший механізм модифікування структури металу пов'язано з можливістю епітаксialного зародження нової фази в металевих розплавах на поверхні неметалевих включень, які мають параметри кристалічної решітки, близькі до розмірів решітки δ- чи γ-заліза. Чим менша різниця в розмірах решіток, тим вище має бути інтенсивність зародження в розплаві твердої фази і тим менше мають бути розміри цієї фази (тобто дендритів) [9]. На рис. 7 показано гістограми, які побудовані за результатами, наведеними в табл. 1 та 5.

Параметр невідповідності D розраховували за формулою

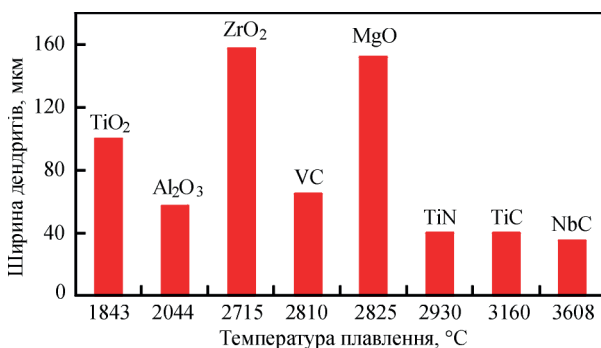


Рис. 6. Залежність між температурою плавлення інокульованих до зварювальної ванни частинок і шириною дендритів в металі швів

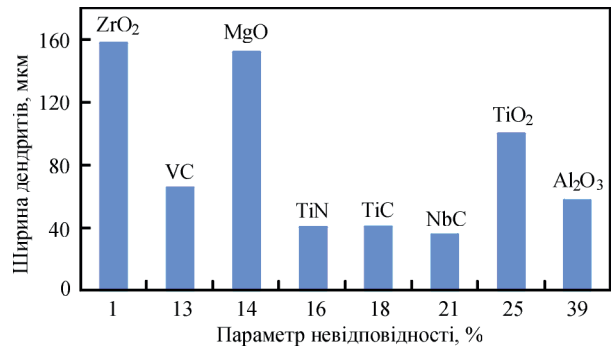


Рис. 7. Залежність між параметром невідповідності решіток інокульованих до зварювальної ванни частинок до решітки δFe і шириною дендритів в металі швів

$$D = \frac{\gamma_{\delta} - \gamma_i}{\gamma_{\delta}}$$

де γ_{δ} та γ_i – параметри кристалічної решітки δFe та включення, відповідно.

Результати металографічного аналізу показали, що найбільшу ширину мають дендрити металу швів, до складу яких були інокульовані частинки оксидів цирконію та магнію з найбільш низькими параметрами невідповідності до решітки δFe. При цьому дендрити в металі шва, до складу якого були введені частинки карбиду ванадію з таким же параметром невідповідності як і у оксиду магнію, мають помітно менший розмір. Можливо припустити, що механізм зародження дендритів на неметалевих включеннях з параметрами кристалічної решітки, близькими до розмірів δFe в металі досліджених швів, не відігравав провідної ролі.

Ще один з можливих механізмів модифікування структури металу пов'язано з впливом поверхнево-активних неметалевих включень на міжфазну енергію на фронті кристалізації розплаву. Величина адсорбції поверхнево-активного з'єднання (Γ) визначається її концентрацією в поверхневому шарі, а зв'язок адсорбції зі зміною величини поверхневого натягу (σ) описується рівнянням Гіббса

$$\Gamma = -\frac{Q}{kT} \frac{d\sigma}{dQ}$$

де Q – об'ємна активність з'єднання.

З'єднання, що знижують поверхневий натяг ($\frac{d\sigma}{dQ} \leq 0$), повинні скупчуватися на міжфазній поверхні, а з'єднання, що підвищують поверхневий натяг ($\frac{d\sigma}{dQ} \geq 0$), мають відходити від неї [10].

Зменшення такої енергії в зонах контакту включення зі зростаючим дендритом супроводжується зниженням необхідного ступеню переохолодження та інтенсифікацією зростання дендриту. На рис. 8 показана гістограма, побудована за результатами, наведеними в табл. 1 та 5.

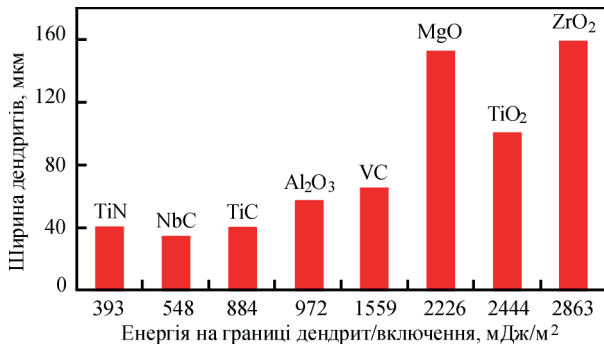


Рис. 8. Залежність між енергією на границі дендриту з інокульованими до зварювальної ванни частинками і шириною дендритів в металі швів

Наведені на рис. 8 результати свідчать, що зміна поверхневої енергії на границі дендритів за рахунок інокулювання до зварювальної ванни частинок тугоплавких з'єднань впливає на розмір дендритів. З цього ряду дещо випадає випадок з введенням частинок TiO_2 , що може бути пов'язано з утворенням при високих температурах більш стабільних з'єднань титану. Отримані результати відповідають залежності, яка описана наведеною вище формулою Гіббса. Присутність в металевому розплаві інокулянтів, які знижують енергію границь дендритів, сприяє інтенсифікації їх росту в напрямку максимального градієнта температур. В металі цих швів формуються дендрити з великим відношенням довжина/ширина, в той час як інокулювання сполук, які підвищують енергію границь дендритів, приводить до формування більш широких дендритів з низьким відношенням довжина/ширина.

Як було вже відзначено, процеси формування структури зварних швів відбуваються зі значно вищими швидкостями, ніж при кристалізації великих зливків металу. Це може слугувати поясненням чому активність тугоплавких частинок в розплаві зварювальної ванни як «мікрохолодильників» чи центрів епітаксialного зародження нової фази не така висока як прояв їх поверхнево-активного впливу.

В процесі охолодження в тілі стовпчастих дендритів виникає субструктура, яка розділена на зерна з малокутовими границями. Ця субструктура може розвиватися по-різному, в залежності від параметрів затвердіння G/R , де G – тепловий градієнт, а R – швидкість фронту затвердіння. Для дендритної структури з більш широким розміром дендритів швидкість фронту затвердіння менше, тому в них формуються структури первинного аустеніту з більш крупним розміром зерен (табл. 5). Таким чином, в металі швів формується первинна структура, в якій зерна аустеніту розділені як високоенергетичними, так і низькоенергетичними межами. Топографія цих границь впли-

ває на характер подальшого розвитку структури металу швів в процесі охолодження.

Висновки

Проведено дослідження впливу інокульованих до зварювальної ванни дисперсних частинок тугоплавких сполук на особливості формування дендритної структури металу швів. Виконано аналіз зв'язку між фізико-хімічними властивостями інокулянтів і морфологією дендритів. Встановлено, що при кристалізації металу зварювальної ванни інокульовані сполуки найбільш ефективно проявляють свій вплив як поверхнево-активні речовини. Відзначено, що тугоплавкі інокулянти не мають систематизованого впливу на процес кристалізації як «мікрохолодильники» або центри епітаксialного зародження нової фази. Встановлено, що в тілі найбільш широкі дендрити утворюються найбільш масивні зерна первинного аустеніту.

Список літератури/References

1. Yermolenko D.Yu., Holovko V.V., Stepanuyk S.M. (2018) Cellular automata for simulation of dendritic growth with surface active refractory inoculants. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Eng.*, **88**, Iss. 2, June, 49–54.
2. (2008) International standard ISO 14175:2008. *Welding consumables – Gases and gas mixtures for fusion welding and allied processes.*
3. (2008) International standard ISO 9692-1:2008. *Welding and allied processes – Recommendations for joint preparation. Part 1: Manual metal-arc welding, gas-shielded metal-arc welding, gas welding, TIG welding and beam welding of steels.*
4. (2003) International standard ISO 17639:2003. *Destructive tests on welds in metallic materials – Macroscopic and microscopic examination of welds.*
5. (1990) IIW Doc. No.IX-1533-88. Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals. *Revue de la soudure*, **4**, 29–41.
6. (2009) International standard ISO 15792-1:2009. *Welding consumables – Test methods. Part 1: Test methods for all-weld metal test specimens in steel, nickel and nickel alloys.*
7. Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. (2005) *Неметаллические включения в стали*. Днепропетровск, АРТ-ПРЕСС.
Gubenko, S.I., Parusov, V.V., Derevyanchenko, I.V. (2005) *Nonmetallic inclusions in steel*. Dnepropetrovsk, ART-Press [in Russian].
8. Затоловский С.С. (1981) *Суспензионная разливка*. Киев, Наукова думка.
Zatulovsky, S.S. (1981) *Suspension pouring*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
9. Губенко С.И., Ошкадеров С.П. (2013) *Неметаллические включения в стали*. Киев, Наукова думка.
Gubenko, S.I., Oshkaderov, S.P. (2013) *Nonmetallic inclusions in steel*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
10. Бабаскин Ю.З. (1980) *Структура и свойства литой стали*. Киев, Наукова думка.
Babaskin, Yu.Z. (1980) *Structure and properties of cast steel*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

THE INFLUENCE OF INTRODUCING REFRACTORY COMPOUNDS INTO THE WELD POOL ON THE WELD METAL DENDRITIC STRUCTURE

V.V. Holovko, D.Yu. Ermolenko, S.M. Stepanyuk

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

A study was conducted in order to expand the knowledge base on the mechanisms of the influence of refractory compounds in the weld pool on modification of weld metal structure. Results of experiments on inoculation of TiN, SiC, NbC, VC, TiC, TiO₂, Al₂O₃, MgO, ZrO₂ dispersed particles to the liquid metal of the weld pool are given. Possibility of the influence of refractory inoculants as the melt «microcoolants», centers for epitaxial initiation of a new phase in the liquid metal and surface-active compounds on modification of the dendritic structure of the welds was analyzed. It is shown that under the conditions of welding low-alloyed steels by flux-cored wire of «metal core» type in shielding gas atmosphere, the refractory compounds, inoculated to the weld pool, the most actively influence modifying of the primary structure, as surface-active compounds. It is established that the change of dendrite morphology in the weld metal influences the temperature range of the recrystallization process, formation of secondary microstructure and mechanical properties of the welds. 10 Ref., 5 Tabl., 8 Fig.

Keywords: low-carbon steel, weld, refractory inclusions, dispersed particles, dendritic structure, modification, austenite grains

Надійшла до редакції 30.04.2020

4th International Interdisciplinary Conference Advances in Metallurgical Processes and Materials Ukraine, Odesa, May 19-21, 2021



Dear Colleagues, Readers, Friends!

Be sure that all together we will overcome COVID-19 and very soon you can again embrace your friends and shake hands with colleagues!

Consequently, we invite you to Odesa on May 19 – 21, 2021 for the 4th International Interdisciplinary Conference «Advances in Metallurgical Processes and Materials».

The previous three conferences were successfully held in 2007 in Dnepropetrovsk, 2015 – in Kyiv and 2018 – in Lviv. The wide international participation of the experts from all over the world: from Japan, South Korea, China, India to the USA, Australia and South Africa and almost all European countries has demonstrated the high professional interest of metallurgists and material scientists in the interdisciplinary scientific forums as our AdMet.

The main topics of the conference

- Thermodynamics of metallurgical processes
- innovative technologies including additives in metallurgy, welding and casting
- steelmaking and ladle treatment
- casting and solidification of the metals and alloys
- ecology and CO₂-free metallurgy
- new steels and alloys, metal composites, nanomaterials
- modeling in metallurgy and metallurgical science
- automatic control and more ...

We are waiting for your abstract in English until December 1, 2020 on
info@admet2021.com.ua

Follow the further information at
<http://www.admet2021.com.ua>

From the International Organizing Committee,
Professors Volodymyr Shatokha (NMetAU, Dnipro),
Ganna Stovpchenko and Lev Medovar
(E.O. Paton Electric Welding Institute, Kyiv).