

ВПЛИВ ДИСПЕРСНИХ ОКСИДІВ НА КІНЕТИКУ СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ ШВІВ

В.В. Головко, В.А. Костін, В.В. Жуков

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: v_golovko@ukr.net

Проведено дослідження з вивчення впливу інокулювання до зварювальної ванни дисперсних тугоплавких оксидів алюмінію, титану, магнію та циркону на модифікування структури металу зварних швів низьколегованих сталей. Показано, що інокулювання до зварювальної ванни тугоплавких оксидів сприяє підвищенню температури закінчення бейнітного перетворення та суттєво знижує його температурний діапазон. Ця тенденція співпадає з розміром кута змочування між оксидом і рідким залізом. Збільшення вмісту інокулянтів у рідкому металі зварювальної ванни з 0,1 до 0,2 % впливає на температури початку та закінчення бейнітного перетворення. Зростає як температура його початку, так і закінчення, тобто формування бейніту відбувається в області вищих температур, а температурний діапазон цієї області звужується (зростає кінетика перетворення). Підвищення температури закінчення бейнітного перетворення та скорочення його температурного діапазону викликає збільшення вмісту голчастого фериту в структурі металу швів, що відповідає підвищеному рівню роботи удару металу швів. Бібліогр. 12, табл. 6, рис. 6.

Ключові слова: зварювання, мікроструктура, дисперсні оксиди, інокулювання зварювальної ванни, бейнітне перетворення

Вступ. Покращення механічних властивостей зварних з'єднань низьколегованих високоміцних сталей є актуальною проблемою в галузі зварних металоконструкцій. Сучасне матеріалознавство розглядає процеси модифікування металу як провідний інструмент для подальшого розвитку обсягів використання низьколегованих сталей при виготовленні вузлів, конструкцій та апаратів, які призначені для експлуатації в екстремальних умовах. Як виконані провідними науковими центрами дослідження, так і досвід промислового впровадження свідчать, що інокулювання до металевого розплаву тугоплавких сполук дозволяє ефективно впливати на процеси формування структури металів на етапі кристалізації та перекристалізації. Використання визначених на сьогодні підходів до модифікування стосовно виготовлення зварних металоконструкцій із високоміцних низьколегованих сталей потребує розширення бази наукових знань та уявлень щодо впливу дисперсних тугоплавких інокулянтів на розвиток перитектичних процесів при зародженні та розвитку дендритів у зварювальній ванні, розпаду аустенітної фази з утворенням субструктури, та на параметри бейнітного перетворення.

Процеси модифікування металу зварних швів починаються з отримання дрібніших зерен аустеніту (γ), що є обов'язковою умовою, тому що значна кількість зерен фериту (α) зароджуються і ростуть на межі γ -зерен. У зв'язку з цим зародження та зростання γ -зерен у матриці, а, отже, і вільна енергія δ/γ становлять особливий інтерес. Підчас

кристалізації зварювальної ванни низьковуглецевої сталі відбувається фазовий перехід дельта-фериту в аустеніт у тонкій твердій оболонці в безпосередній близькості від меніску. Добре відомо, що багато дефектів лиття виникають у цій області, та все ж дуже мало відомо про морфологічний розвиток цього важливого фазового переходу.

Процеси модифікування широко використовуються для підвищення механічних властивостей як самих сталей, так і металу зварних швів на цих сталях. За характером металургійної взаємодії з металом можливо виділити два основних типи модифікаторів: тугоплавкі та поверхнево-активні. Опису впливу тугоплавких модифікаторів, які утворюють з хімічними елементами металевого розплаву тугоплавкі нерозчинні частинки, сприяють гетерогенному утворенню зародків центрів кристалізації металу, було приділено велику увагу. Результати виконаних досліджень узагальнені в ряді фундаментальних робіт [1–3].

Значно менше уваги було приділено впливу на процеси формування структури сплавів залізо-вуглець поверхнево-активних модифікаторів. Відомо, що вони осаджуються у вигляді тонкого шару на поверхні зародків металевих кристалів у розплаві, що викликає зменшення поверхневої енергії міжфазних границь у системі «розплав–тверда фаза» [4]. У результаті збільшується швидкість утворення центрів кристалізації, що пов'язано зі зменшенням критичного радіусу зародку, але зменшується швидкість зростання металевих кристалів [5]. Такий подвійний ефект поверхнево-активних моди-

Головко В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-2117-0864>, Костін В.А. – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>,

Жуков В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3358-8491>

© В.В. Головко, В.А. Костін, В.В. Жуков, 2025

фікаторів сприяє зниженню розмірів кристалізованої структури металу [6].

У роботі наведено результати досліджень, які були спрямовані на розширення бази наукових знань щодо особливостей впливу поверхнево-активних модифікаторів на формування структури металу зварних швів. Зокрема розглянуто вплив змочування неметалевими включеннями поверхні зростаючих дендритів на формування структури металу. Викладені в роботі дані мають бути використані при розробці нових зварювальних матеріалів, вдосконаленні існуючих технологічних процесів зварювання низьколегованих сталей.

Стан проблеми. За наявності в розплаві неоднорідних частинок або нерівностей на поверхні дендриту енергія, яка необхідна для утворення зародків нової фази, зменшується за рахунок міжфазного натягу між розплавом, сторонніми частинками та зародками, що утворюються. Кристалічні зародки утворюються на твердих частинках, які перебували у переохоложеному розплаві до досягнення ними критичного розміру. Зазвичай гетерогенне зародкоутворення відбувається при кристалізації сталевого розплаву в зварювальній ванні. Це пов'язано з наявністю великої кількості сторонніх частинок (ендогенних і екзогенних включень). Тугоплавкі неметалеві включення можуть бути центрами гетерогенного зародження дендритів і впливати на їх розвиток, але при цьому потрібно брати до уваги широко відомий негативний вплив неметалевих включень на механічні властивості металу зварних швів. Оксиди, такі як Al_2O_3 , MgO і TiO_2 , є первинними неметалевими формами, які можуть бути присутні в розплаві зварювальної ванни.

Дослідження змочування рідкого заліза при контакті з Al_2O_3 , MgO та Ti_2O_3 показали, що у разі чистого заліза крайовий кут і поверхневий натяг знаходиться в межах $105,1...103^\circ$ і $1500...1410$ мН/м для підкладки Al_2O_3 , та $99,2...90^\circ$ і $1490...1270$ мН/м для підкладки MgO . Для підкладки з Ti_2O_3 крайовий кут трохи зменшується з $128,2$ до 122° , а значення поверхневого натягу має середнє значення 1610 мН/м. Для випадків Al_2O_3 /чисте Fe та MgO /чисте Fe утворення реакційного шару на границі розділу $FeAl_2O_4$ та $MgO-FeO$ (твердий розчин) відповідно призводять до зменшення контактного кута та поверхневого натягу. У випадку Ti_2O_3 /чисте Fe міжфазна реакція не може відбуватися. Що стосується випадку Ti_2O_3 /сталь, різке зменшення контактного кута і значення поверхневого натягу викликані утворенням реакційного шару Al_2TiO_5 [7–9].

Випробування на змочування, які проводилися між розплавленим сплавом Fe–Cr–Ni та оксидними підкладками Al_2O_3 , MgO та $MgO \cdot Al_2O_3$ у середовищі Ar атмосфери при 1873 К, дозволили визначити крайові кути та міжфазні енергії для кожного складу підкладки. Було встановлено, що розплавлене залізо має крайові кути 114° , 111 і 117 з підкладками Al_2O_3 , MgO і $MgO \cdot Al_2O_3$ відповідно, а розплавлений сплав Fe–Cr–Ni з тими ж підкладками 105° , 103 і 103 відповідно. Різниця в крайових кутах вказує на те, що змочуваність між розплавленим сплавом Fe–Cr–Ni та всіма трьома підкладками була вищою, ніж між розплавленим залізом і підкладками. Рівень міжфазної енергії розплавленого заліза дорівнює 1862 , 2388 і 2781 мН/м на Al_2O_3 , MgO та $MgO \cdot Al_2O_3$ відповідно, а для розплавленого сплаву Fe–Cr–Ni — 1513 , 2075 та 228 мН/м відповідно [7–9]. Відмінності в контактному куті пояснюються впливом міжфазної енергії. Значення міжфазної енергії, розраховані за рівнянням Юнга, були меншими для розплавленого сплаву Fe–Cr–Ni за всіма типами підкладки більше, ніж для розплавленого заліза. Відмінності в рівні міжфазної енергії пояснюються вищою реакційною здатністю сплаву Fe–Cr–Ni при контакті з оксидними підкладками, ніж у чистого заліза.

Мета роботи полягала у вивченні особливостей процесів зародкоутворення, зростання та розвитку морфології виділених фаз при кристалізації металу зварювальної ванни та при фазових перетвореннях, які контролюються міжфазною вільною енергією між тугоплавкими оксидними частинками та матрицею.

Матеріали та методика роботи. Дослідження впливу тугоплавких частинок Al_2O_3 , MgO , TiO_2 та ZrO_2 на модифікування структурних складових металу швів виконували на зразках наплавленого металу, які були отримані з останнього шару металу стикового шва, що зварювали дослідним порошковим дротом OERLIKON Fluxocord 35.22 типу «metal core» діаметром $4,0 \pm 0,1$ мм під шаром флюсу ST65 за стандартом ISO 14171 [10]. Фізико-хімічні параметри обраних для експериментів з'єднань наведено в табл. 1.

Зразки наплавленого металу були отримані методом автоматизованого зварювання із використанням зварювального трактора КА-001 і джерела живлення КИУ-1200. Зварювання виконували постійним струмом зворотної полярності $500...520$ А, при напрузі на дузі $34...36$ В і швидкості зварювання 43 ± 1 м/г. Після кожного проходу стикове з'єднання охолоджували на повітрі до температури не більше 120°C . Потонна енергія зварювання становила $13...15$ кДж/см.

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

Сполука	T плавлення, °C	Тип кристалеві 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
MgO	2825	ГЦК	a-4,213	14	2226
TiC	3160	ГЦК	a-4,336	18	884
TiO ₂	1843	Тетрагональна	a-4,593 c-2,959	25	2444
Al ₂ O ₃	2044	Ромбоєдрична	a-5,120 α-55,25 ⁰	39	972

Частинки тугоплавких сполук розміром 200...500 мкм вводили (інокулювали) до розплавленого металу через осердя порошкового дроту діаметром 1,6 мм, який подавали до зварювальної ванни у вигляді «холодної» присадки. Присадковий порошковий дріт виготовляли зі сталеві стрічки сталі марки 08Ю розміром 0,8×12 мм. Шихту для заповнення осердя виготовляли із суміші залізного порошку марки ПЖМ з інокулянт. Вміст інокулянта становив 10 % для швів з маркуванням Al₂O₃^{*}, MgO^{*}, TiO₂^{*} та ZrO₂^{*} і 20 % для швів Al₂O₃^{**}, MgO^{**}, TiO₂^{**} та ZrO₂^{**}. Коефіцієнт заповнення стрічки витримували в діапазоні 18...20 %. Схеми підготовки стиків, зварного з'єднання та місць відбору зразків для проведення досліджень наведені на рис. 1, 2.

Металографічні дослідження останнього проходу проводили на оптичному мікроскопі Neophot 32 на поперечних шліфах металу швів, відполірованих і протравлених в 2%-му розчині азотної кислоти у спирті (ніталь). Такі ж самі шліфи використовували для досліджень на скануючому електронному мікроскопі. Аналіз мікроструктури проводили відповідно до вимог стандарту EN ISO 17639 [11] та рекомендацій Міжнародного інституту зварювання [12]. Первинну структуру металу шва досліджували на полірованих зразках, протравлених у киплячому насиченому розчині пікрату натрію (C₆H₂(NO₂)₃ONa) у воді.

Для визначення параметрів структури застосовували програму аналізу зображень MIPAR (США) v.4.2.1, у якій використовується технологія глибокого навчання із використанням штучного інтелекту (ШІ), яка дозволяє навчити програмне забезпечення адаптуватися до аналізу отриманих

мікрофотографій, які характеризуються різним контрастом, яскравістю, розміром структурних елементів та особливостями текстури, а також технікою підготовки зразків для досліджень.

В останніх версіях програми MIPAR (вище v.4.2) використовується велика бібліотека процедур (ресіре) для визначення розмірів зерен, об'ємної частки та розподілу за розмірами фаз і включень, визначення орієнтації та неоднорідності структури, особливості текстури тощо. У роботі було використано стандартні процедури (ресіре) програми MIPAR для визначення розміру та розгалуженості границь зерен у низьколегованих сталях.

Характер структурних перетворень у метали легованих швів вивчали методом імітації термодеформаційного циклу зварювання (ТДЦС) із використанням комплексу Gleeble 3800, оснащеного швидкодіючим дилатометром. Дослідження виконувалися із застосуванням циліндричних зразків діаметром 6 мм і завдовжки 80 мм, виготовлених із наплавленого металу завтовшки 20 мм. Відповідно до розробленої в ІЕС ім. Є.О. Патона методики за заданою програмою зразки нагрівалися у вакуумній камері до температури 1170 °C, а потім охолоджувалися за різними термічними циклами з різними швидкостями охолодження. Криві охолодження відповідали залежності Ньютона-Ріхмана та швидкостям охолодження 5; 10; 17; 30; 45 °C/c на ділянці температур 500...600 °C. При цьому досить точно відтворювалися параметри охолодження термічних циклів зварювання (теплові та тимчасові) у металі зварних з'єднань.

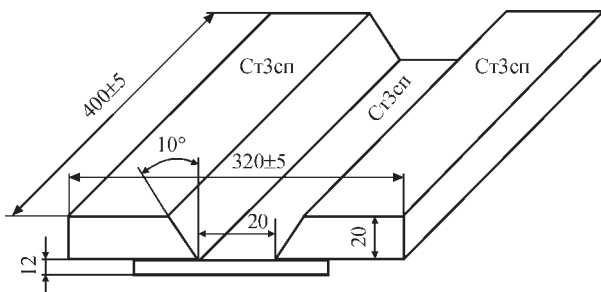


Рис. 1. Схема підготовки стикового з'єднання для отримання зразків металу швів відповідно до вимог ISO 14 171

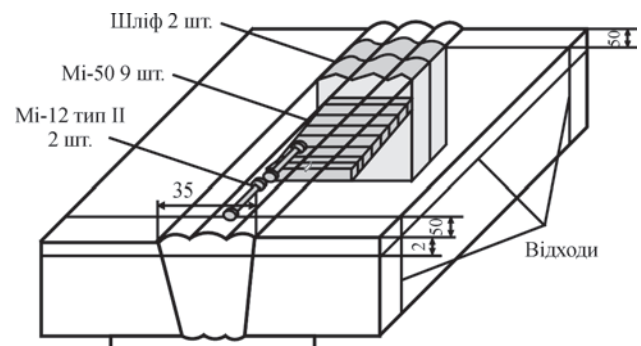


Рис. 2. Схема відбору зразків для визначення хімічного складу, механічних властивостей і структури металу швів

Таблиця 2. Хімічний склад металу швів

Шов	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ti	Al	Zr
МШБІ	0,053	0,37	1,60	0,008	0,016	0,37	<0,01	~0,004	н/в
Al ₂ O ₃ *	0,060	0,27	1,43	0,014	0,012	0,35	<0,01	0,006	н/в
MgO*	0,061	0,42	1,50	0,014	0,012	0,41	<0,01	0,005	н/в
TiO ₂ *	0,047	0,26	1,48	0,012	0,014	0,40	0,012	0,008	н/в
ZrO ₂ *	0,061	0,42	1,53	0,017	0,014	0,40	<0,01	0,006	0,007
Al ₂ O ₃ **	0,024	0,26	1,40	0,009	0,014	0,38	0,011	0,009	0,002
MgO**	0,029	0,34	1,40	0,015	0,019	0,32	0,018	0,010	0,005
TiO ₂ **	0,020	0,28	1,40	0,010	0,014	0,30	0,012	0,008	0,001
ZrO ₂ **	0,024	0,36	1,40	0,015	0,019	0,35	0,014	0,008	0,006

Результати досліджень. У табл. 2–4 наведено результати визначення хімічного складу, мікроструктури та результати дилатометричних досліджень металу швів, де: МШБІ – метал шва без інокулянтів.

Рух границі тверде/рідина при кристалізації металу зварювальної ванни характеризується помітною нерівномірністю. У місцях із підвищеним рівнем переохолодження ініціюється зростання дендрита у вигляді загостреного піка. Швидкість просування верхівки дендрита в металевому розплаві та розмір дендрита визначаються поверхневою енергією на границі тверде/рідина. Тугоплавкі

неметалеві включення, які зустрічаються з верхівкою дендрита при його русі в металевому розплаві, сорбуються на цій поверхні, впливають на рівень її енергії. Дослідження впливу анізотропії розподілу енергії на міжфазній границі на формування зеренної структури показали існування зворотної залежності між цими показниками. А саме, в процесі кристалізації в металах зниження рівня міжфазної енергії сприяє збільшенню розміру зерен [7].

Процеси розпаду дендритів пов'язані зі зменшенням енергії границь зерен. Зміни енергії гра-

Таблиця 3. Частка фаз і розмір первинних кристалітів у зразках металу швів

Шов	Частка фаз, %					Розмір первинних кристалітів, мкм
	ГФ	ПФ	ПеФ	ВФ	П	
МШБІ	95	2,6	2,4	–	–	120...160
Al ₂ O ₃ *	50,4	16,1	28,4	–	5,1	68...77
MgO*	84,0	9,3	6,7	–	–	100...125
TiO ₂ *	91,3	3,7	2,0	3,0	–	115...155
ZrO ₂ *	84,3	7,3	6,7	1,7	–	50...90
Al ₂ O ₃ **	67,1	13,8	7,2	8,9	3,0	140...200
MgO**	73,5	11,0	7,0	5,5	3,0	100...210
TiO ₂ **	56,5	16,2	15,0	10,7	1,5	60...100
ZrO ₂ **	55,0	18,0	12,0	12,0	3,0	150...280

Примітки. ГФ – голчастий ферит; ПФ – полігональний ферит; ПеФ – полідричний ферит; ВФ – ферит Відманштетта; П – перліт.

Таблиця 4. Результати дилатометричного аналізу металу швів

Шов	A _{c3}	A _{c1}	B _s	B _f	Δγ	Δα
МШБІ	909	718	707	449	191	257
Al ₂ O ₃ *	909	718	749	542	191	206
MgO*	907	725	726	497	182	229
TiO ₂ *	908	722	722	494	187	228
ZrO ₂ *	905	723	714	487	181	227
Al ₂ O ₃ *	933	725	756	540	208	215
MgO**	933	720	766	528	213	238
TiO ₂ **	933	725	756	540	208	215
ZrO ₂ **	933	724	766	541	209	224

Примітки. A_{c3} та A_{c1} – температури початку та завершення розпаду первинного аустеніту; B_s та B_f – температури початку та завершення бейнітного перетворення; Δγ та Δα – температурний діапазон розпаду первинного аустеніту та бейнітного перетворення.

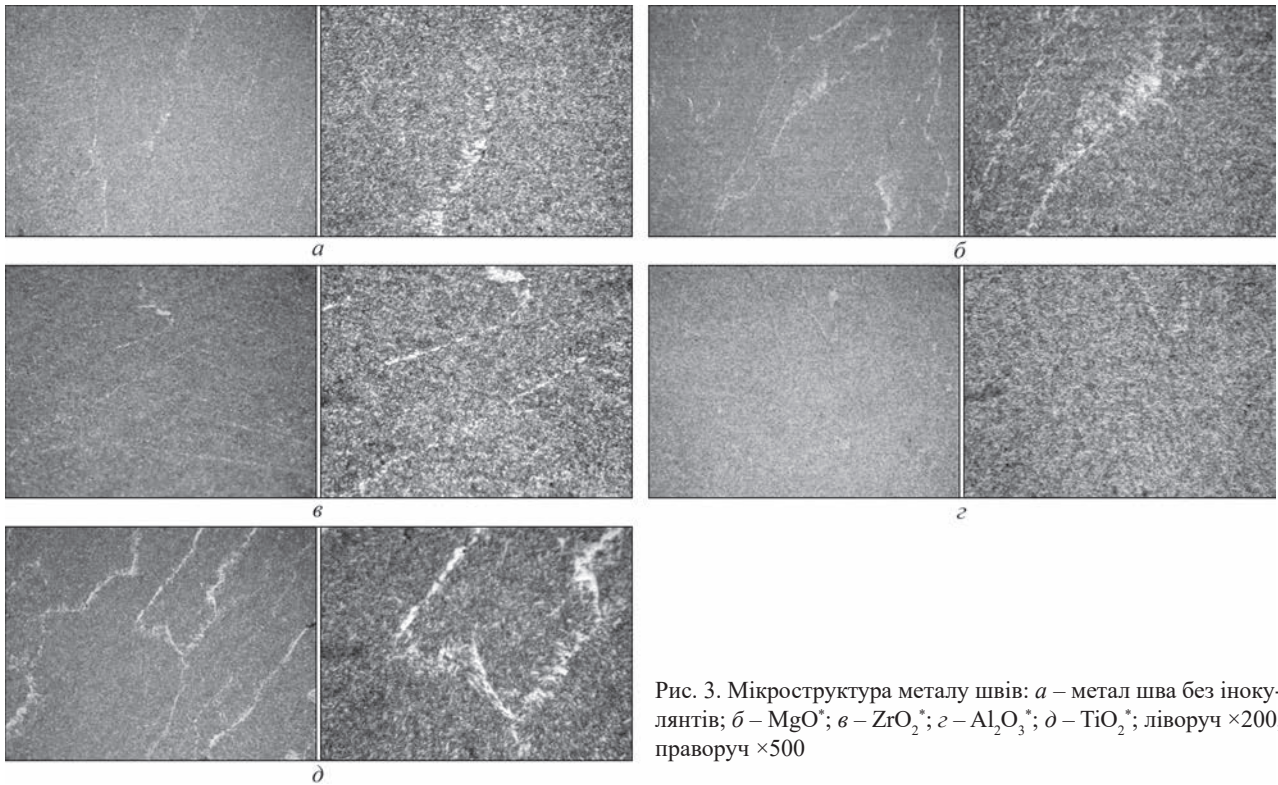


Рис. 3. Мікроструктура металу швів: *a* – метал шва без інокулянтів; *б* – MgO; *в* – ZrO₂; *г* – Al₂O₃; *д* – TiO₂; ліворуч $\times 200$, праворуч $\times 500$

ниць дендритних зерен мають опосередкований вплив на розподіл розмірів зерен γ -фериту в металі. Із порівняльних досліджень анізотропії розподілу розміру зерен та анізотропії енергії границь зерен було показано, що існує зворотна залежність між цими двома величинами в полікристалах, що передбачає існування відносно більшої кількості зерен з низькою енергією границь, ніж у випадку високоенергетичних границь зерен [7, 8]. Таким чином, зміна типу міжзеренного прошарку в зразку, яка призводить до зміни енергії границь зерен, також впливає на зміни розміру зерен у процесі перетворення. Вплив присутності тугоплавких оксидів у твердому розчині на процеси кристалізації та перекристалізації металу швів досліджували на зразках, які отримані за наведеною вище методикою.

Зразки мікроструктури металу швів, інокульованих сполуками MgO, ZrO₂, Al₂O₃ та TiO₂ в кількості 0,1 %, а також металу шва без інокулянтів, наведено на рис. 3.

Як видно з наведених на рис. 4 даних, інокулювання до зварювальної ванни тугоплавких оксидів сприяє підвищенню температури закінчення бейнітного перетворення та суттєво знижує його температурний діапазон. Ця тенденція співпадає з впливом розміру кута змочування між оксидом і рідким залізом на температури перетворення, як було зазначено вище. Деяке відхилення від такої залежності помічено лише для швів, модифікованих оксидами титану TiO₂.

У [7] таку особливість пов'язують з тим, що для TiO₂ у контакті з рідким залізом область плавлення виникає при температурі нижче за температуру плавлення чистого заліза, що пов'язано із сильною тенденцією до утворення сполук TiO₂-FeO (твердий розчин). Кінетика цього процесу визначається прямими реакціями між чистим залізом, TiO₂(s) і газоподібним киснем. Основним джерелом кисню для такої реакції є розкладання TiO₂ і низький парціальний тиск кисню в розчині.

Для Al₂O₃ та MgO, що перебувають у контакті з рідким залізом, утворення реакційного шару FeAl₂O₄ та MgO·FeO на межі розділу відповідно призводить до зменшення крайового кута змочування, але кінетика цих процесів повільніша, тому зміна крайового кута може відбуватися з часом [8].

Тугоплавкі оксиди магнію та циркону мають доволі високі кути змочування з рідким залізом, на відміну від оксидів титану та алюмінію (табл. 5), які добре змочують поверхню зростаючих дендритів.

Таблиця 5. Крайовий кут змочування тугоплавких оксидів розплавом заліза [9]

Оксид	MgO	ZrO ₂	Al ₂ O ₃	TiO ₂
Кут змочування з Fe-армко	128	123	42	5

Таблиця 6. Інтегрований периметр границь зерен вторинної структури зразків (у пікселях)

Обсяг інокулянта, %	MgO	ZrO ₂	Al ₂ O ₃	TiO ₂	SiC	TiC + Ti
0,1	248737	240343	236874	262259	253642	251068
0,2	225604	252681	219168	277395	268201	263162

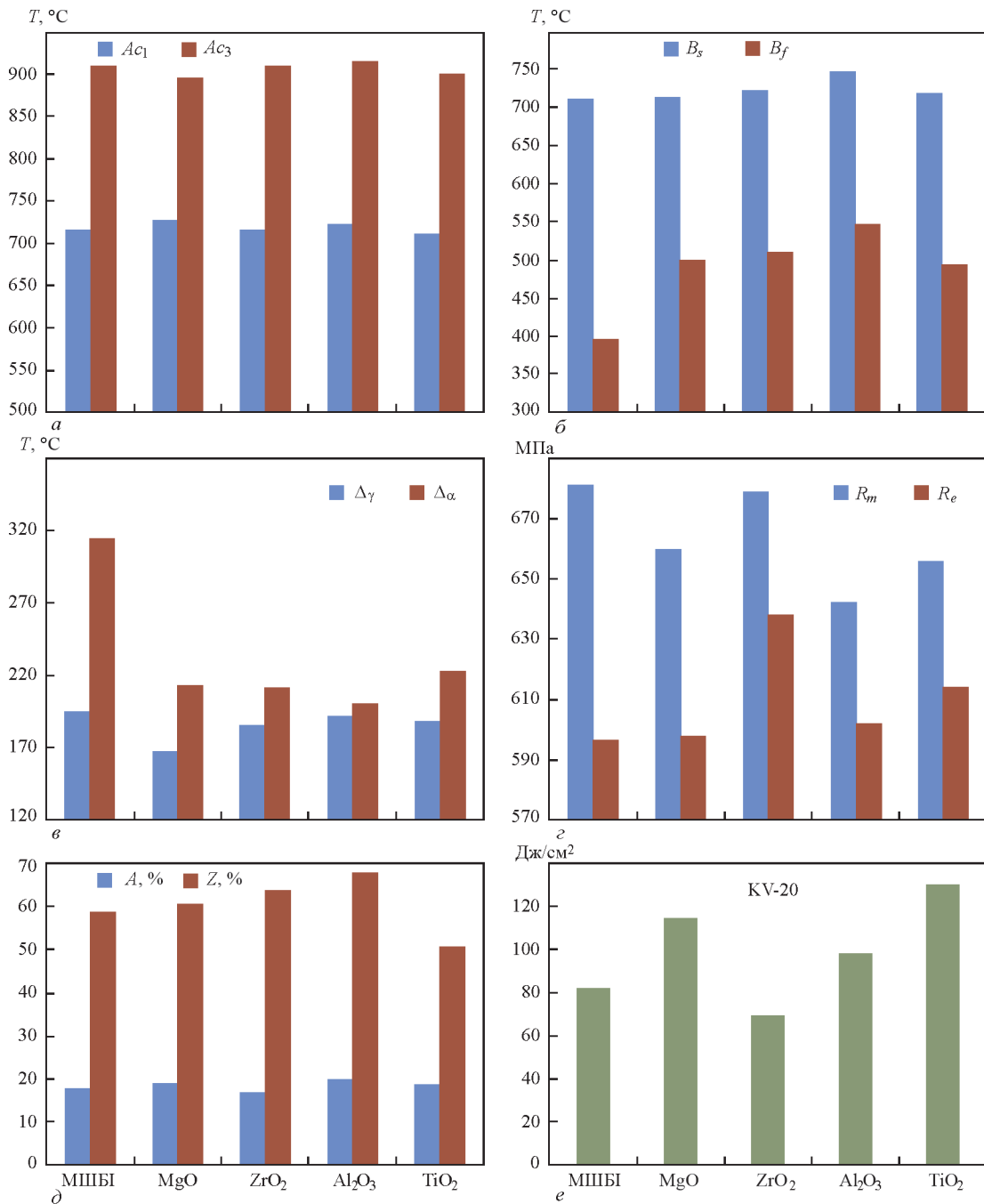


Рис. 4. Вплив інокулювання 0,1 % тугоплавких оксидів до зварювальної ванни на структурні перетворення та механічні властивості металу швів: *a* – температури початку (A_{c3}) та завершення (A_{c1}) розпаду первинного аустеніту; *б* – температури початку (B_s) та закінчення (B_f) бейнітного перетворення; *в* – температурні діапазони розпаду аустеніту ($\Delta\gamma$) та бейнітного перетворення ($\Delta\alpha$); *г* – границя міцності (R_m) та плинності (R_e) металу швів; *д* – відносне подовження (A) та звуження (Z) металу швів; *е* – ударна в’язкість металу швів при температурі випробування $-20\text{ }^\circ\text{C}$

Зразки мікроструктури металу швів, інокульованих сполуками MgO, ZrO₂, Al₂O₃ та TiO₂ у кількості 0,2 %, наведено на рис. 5.

Аналіз отриманих результатів. Відмінності в процесі формування дендритів, первинної та вторинної структури металу швів, інокульованих дисперсними частинками тугоплавких сполук, мають бути пов’язані з особливостями міжфазної взаємодії дисперсних тугоплавких частинок із різними морфологічними утвореннями твердої фази, що з’являються в металі зварних швів при

охлажденні. Інокулювання зварювальної ванни тугоплавкими частинками оксиду магнію, які мають доволі високі кути змочування з рідким залізом, супроводжується підвищенням температури завершення первинної кристалізації, що призводить до звуження температурного діапазону $\delta \rightarrow \gamma$ -перетворення. У результаті відбувається зміщення температур початку та закінчення бейнітного перетворення в область вищих температур, але сам діапазон температур звужується (рис. 6).

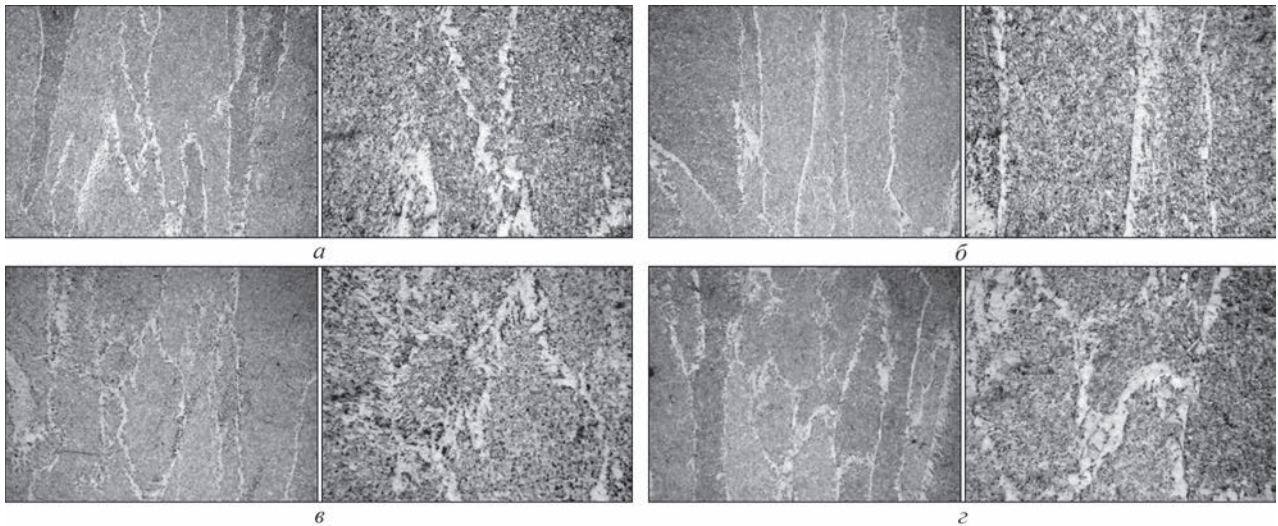


Рис. 5. Мікроструктура металу швів: а – MgO^{**} ; б – ZrO_2^{**} ; в – $\text{Al}_2\text{O}_3^{**}$; г – TiO_2^{**} ; ліворуч $\times 200$, праворуч $\times 500$

Інокулювання зварювальної ванни тугоплавкими частинками оксиду циркону, які також мають доволі високі кути змочування з рідким залізом, супроводжується підвищенням температури завершення первинної кристалізації, що призводить до звуження температурного діапазону $\delta \rightarrow \gamma$ перетворення. Аналогічно, як і при введенні оксидів магнію, відбувається зміщення температур початку та закінчення бейнітного перетворення в область вищих температур, але сам діапазон температур звужується (рис. 6).

Збільшення обсягу інокулювання частинкам оксиду магнію та цирконію сприяє підвищенню температури початку первинної кристалізації, що призводить до розширення температурного діапазону $\delta \rightarrow \gamma$ перетворення, яке супроводжується деяким зростанням розмірів первинних кристалітів з $100 \dots 125$ мкм у структурі металу шва MgO^* до $100 \dots 210$ мкм у структурі шва MgO^{**} і з $50 \dots 90$ мкм у структурі шва ZrO_2^* до $150 \dots 280$ мкм у структурі шва ZrO_2^{**} (рис. 6). Відбувається зміщення температур початку та закінчення бейнітного перетворення в область вищих температур, але сам діапазон температур розширюється, в результаті зменшується параметр інтегрованого периметру зерен вторинної структури з 248737 для структури шва MgO^* до 225604 у структурі шва MgO^{**} і з 240343 для шва ZrO_2^* до 252681 для шва ZrO_2^{**} (табл. 6).

Підвищення обсягів введення до зварювальної ванни частинок MgO супроводжується зростанням температурного діапазону бейнітного перетворення з 229 до 238 °C, у той час як у разі підвищення обсягів введення до зварювальної ванни частинок ZrO_2 діапазон бейнітного перетворення залишається незмінним ($227 \dots 224$ °C), що впливає на збереження мікротвердості $HV_{0,1}$ поліедричного фериту на рів-

ні $188 \dots 176$ кгс/мм² при інокулюванні частинками MgO і підвищення мікротвердості $HV_{0,1}$ поліедричного фериту до рівня $194 \dots 210$ кгс/мм² при інокулюванні частинками ZrO_2 .

Міжфазна взаємодія на границі тверде/рідина в присутності тугоплавких частинок MgO сприяє гальмуванню процесу зростання дендритів до розмірів $100 \dots 125$ мкм, у той час як у присутності частинок ZrO_2 у розплаві дендрити зростають до розмірів $150 \dots 280$ мкм, що може бути пояснено формуванням рідкого шару складу $\text{MgO} \cdot \text{FeO}$ у місцях контакту поверхні дендриту з інокулянтном і зменшенням крайового кута змочування.

Збільшення інокулювання зварювальної ванни частинками MgO сприяє як зсуву області бейнітного перетворення до вищих температур, так і зростанню самого температурного діапазону перетворення до 238 °C. Зростання вмісту частинок ZrO_2 сприяє підвищенню температур початку та завершення бейнітного перетворення, але не впливає на розмір його температурного діапазону (рис. 6).

Збереження вмісту у вторинній структурі металу швів голчастого фериту на рівні $73 \dots 84$ % при збільшенні вмісту MgO і ширини феритних оторочок зерен $2 \dots 5$ мкм, на відміну від зменшення вмісту голчастого фериту з 84 до 55 % і зростання ширини феритних оторочок до 10 мкм при збільшенні вмісту частинок ZrO_2 , пов'язано зі змінами в кінетиці процесів бейнітного перетворення при інокулюванні тугоплавкими частинками MgO та ZrO_2 (рис. 3, 5).

Зміни вмісту голчастого фериту в мікроструктурі металу (табл. 3), розгалуження границь зерен і ширини їх оторочок (табл. 6) вплинули на зниження як показників міцності з 638 до 549 МПа,

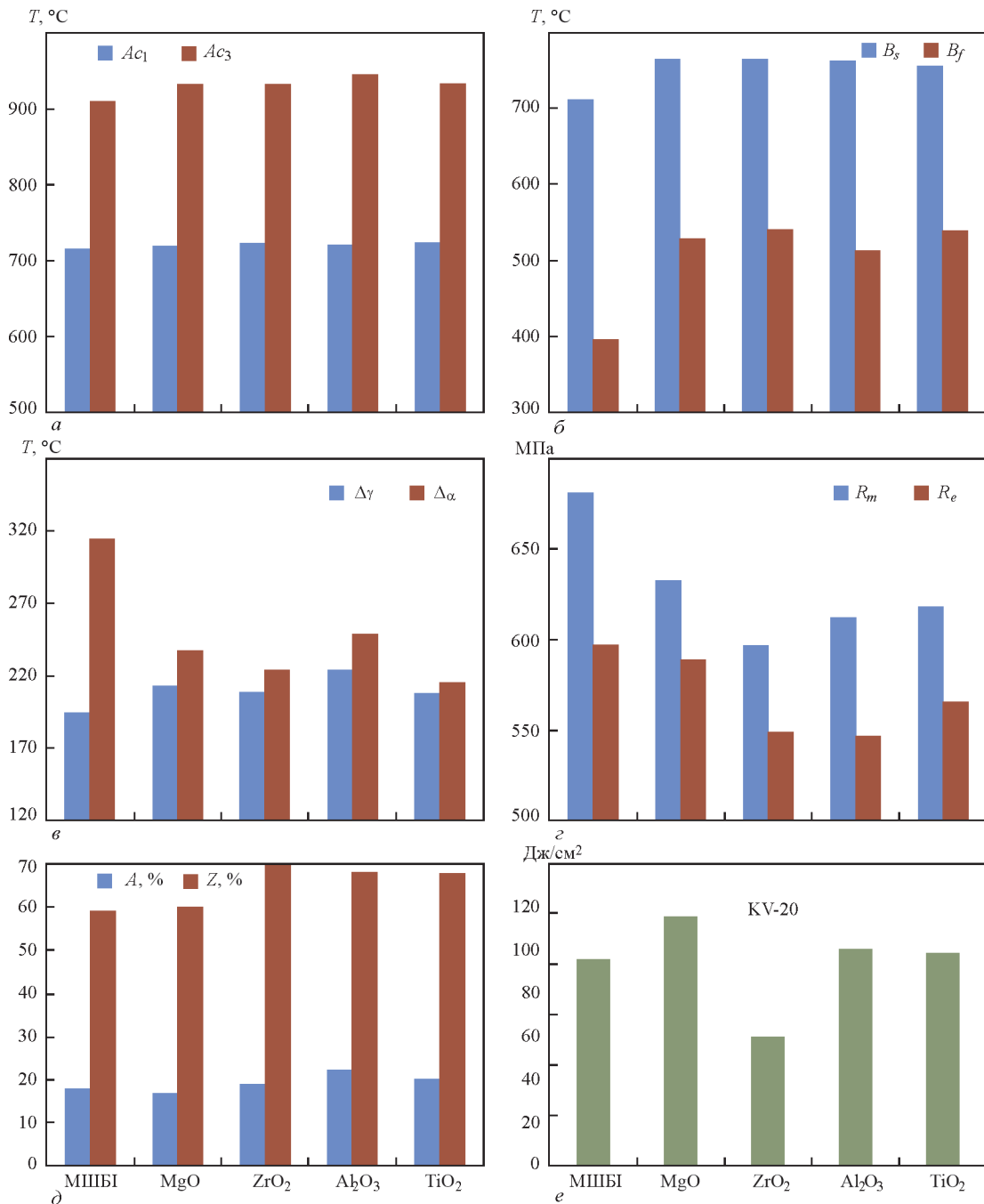


Рис. 6. Вплив інокулювання 0,2 % тугоплавких оксидів до зварювальної ванни на структурні перетворення та механічні властивості металу швів: а – температури початку (A_{c3}) та завершення (A_{c1}) розпаду первинного аустеніту; б – температури початку (B_s) та закінчення (B_f) бейнітного перетворення; в – температурні діапазони розпаду аустеніту ($\Delta\gamma$) та бейнітного перетворення ($\Delta\alpha$); г – границя міцності (R_m) та плинності (R_e) металу швів; д – відносне подовження (A) та звуження (Z) металу швів; е – ударна в'язкість металу швів при температурі випробування -20 °C

так і ударної в'язкості при температурі випробування 40 °C від 69 до 37 Дж/см².

Підвищення температури закінчення бейнітного перетворення та скорочення його температурного діапазону призводить до збільшення вмісту голчастого фериту в структурі металу швів (табл. 3), що може бути пов'язано зі зменшенням дифузії вуглецю з зерен первинного аустеніту під час $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. Збільшення вмісту фериту голчастої морфології у структурі відповідає підвищеному рівню роботи удару металу швів, а віднос-

но низьке значення цього показника для випадку інокулювання оксидом циркону підкреслює значення процесів формування реакційних шарів на межі розподілу оксидів магнію та алюмінію з рідким залізом.

При контакті оксидів алюмінію та титану на фронті росту дендритів формується рідка фаза складу $FeAl_2O_4$ та $TiO_2 \cdot FeO$ відповідно, яка впливає на процес подальшого формування структури металу швів. Підвищення вмісту оксидів алюмінію та титану в зварювальній ванні призводить

до зростання температури початку та завершення формування первинної структури, а також початку та завершення бейнітного перетворення (табл. 4).

У метали швів, інокульованих оксидами алюмінію і титану, температура початку бейнітного перетворення перевищує температуру закінчення формування первинної структури, що супроводжується підвищенням вмістом полігонального фериту та ширини феритних оторочок зерен вторинної структури у вторинній структурі металу швів. Скорочення температурного діапазону $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, а також підвищення температури закінчення бейнітного перетворення в метали цих швів гальмує дифузію вуглецю в процесі перекристалізації, що впливає на підвищення вмісту цементитних виділень у тілі зерен і зростання вмісту в структурі металу верхнього бейніту.

Збільшення вмісту оксидів алюмінію в метали швів супроводжується зростанням температурних $\delta \rightarrow \gamma$ та $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворень, що призводить до зростання розмірів первинних кристалітів, збільшення розмірів зерен вторинної структури (табл. 3), зниження розгалуження міжзерених границь (табл. 6) і зниження показників в'язкості металу швів при низьких температурах (табл. 2).

Збільшення вмісту оксидів титану в метали швів супроводжується зростанням температурного діапазону $\delta \rightarrow \gamma$ перетворення, при цьому знижується температурний діапазон $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворень, що призводить до зниження розмірів первинних кристалітів, подрібнення феритних зерен (табл. 3), підвищення розгалуженості міжзерених границь (табл. 4), але це не призводить до зростання рівня показників в'язкості металу (табл. 2), що пов'язано з підвищенням вмістом полігонального фериту та фериту Відманшеттта відповідно до описаних вище процесів.

Отримані в результаті проведених досліджень дані розширили базу наукових знань щодо таких фазових перетворень у сталі як перебудова кристалічної решітки та перерозподіл вуглецю між фазами. Показано особливості впливу цих процесів на основні типи перетворень: феритне, перлітне, бейнітне, які послідовно змінюють один одного при зниженні температури, на морфологію продуктів розпаду та перекристалізації. Показано, що зміни в характері процесів перетворення структури швів у результаті інокулювання металу ванни тугоплавкими оксидами в процесі охолодження впливають на механічні властивості зварних швів.

Висновки

Виконано дослідження, які були спрямовані на розширення бази наукових знань щодо особливос-

тей впливу поверхнево-активних модифікаторів на формування структури металу зварних швів. Зокрема розглянуто вплив змочування неметалеви-ми включеннями поверхні зростаючих дендритів на формування структури металу. Узагальнення та аналіз отриманих даних дозволили сформулювати такі висновки:

1. Інокулювання до зварювальної ванни частинок тугоплавких оксидів, які мають доволі високі кути змочування з рідким залізом (MgO , ZrO_2), супроводжується підвищенням температури завершення первинної кристалізації, що призводить до звуження температурного діапазону $\delta \rightarrow \gamma$ перетворення. При введенні таких оксидів відбувається зміщення температур початку та закінчення бейнітного перетворення в область вищих температур, але сам діапазон температур звужується.

2. Міжфазна взаємодія на границі тверде/рідина в присутності тугоплавких частинок MgO сприяє гальмуванню процесу зростання дендритів, що може бути пояснено формуванням рідкого шару складу $\text{MgO} \cdot \text{FeO}$ у місцях контакту поверхні дендриту з інокулянтном і зменшенням крайового кута змочування.

3. Збільшення частки інокульованих сполук оксидів алюмінію, магнію, титану та цирконію з 0,1 до 0,2 % впливає на температури початку та закінчення бейнітного перетворення. Зростає як температура його початку, так і закінчення, тобто формування бейніту відбувається в області вищих температур, а температурний діапазон цієї області звужується (зростає кінетика перетворення).

4. Підвищення температури закінчення бейнітного перетворення та скорочення його температурного діапазону викликає збільшення вмісту голчастого фериту в структурі металу швів, інокульованих частинками MgO , TiO_2 , ZrO_2 , що може бути пов'язано зі зменшенням дифузії вуглецю із зерен первинного аустеніту під час $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення.

Список літератури

1. Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. (2005) *Неметаллические включения в стали*. Днепр, АРТ-ПРЕСС.
2. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. (1956) *Модифицирование и микролегирование чугуна и стали*. Москва, Металлургия.
3. Шпис Х.-И. (1971) *Поведение неметаллических включений в стали при кристаллизации и деформации*. Москва, Металлургия.
4. Попович В., Кондир А., Плешаков Е. та ін. (2009) *Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство. Практикум*. Львів, Світ.
5. Бокштейн Б.С., Копецкий И.В., Швиндлерман Л.С. (1986) *Термодинамика и кинетика границ зерен в металах*. Москва, Металлургия.
6. Гуляев А.П. (1977) *Металловедение*. Москва, Металлургия.
7. Rohrer, G.S. (2011) Grain boundary energy anisotropy: A review. *J. Mater. Sci.*, **46**, 5881–5895. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-011-5677-3>
8. Rohrer, G.S., Anthony, J.G., Rollett, E.D. (2008) A model for the origin of anisotropic grain boundary character distributions

- in polycrystalline materials. *Applications of Texture Analysis*, **17**, 10. DOI: <https://doi.org/10.1002/9780470444214.ch36>
- Панасюк А.Д., Фоменко В.С., Глебова Г.Г. (1986) *Стойкость неметаллических материалов в расплавах*. Киев, Наукова думка.
 - International standard ISO 14171:2008(E) *Welding consumables – Wire electrodes and wire-flux combinations for submerged arc welding of non alloy and fine grain steels – Classification*.
 - International standard ISO 17639:2003 *Destructive tests on welds in metallic materials – Macroscopic and microscopic examination of welds*.
 - IIW Doc. No. IX-1533-88 / IXJ-123-87 Revision 2 / June 1988 *Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals*.

References

- Gubenko, S.I., Parusov, V.V., Derevyanchenko, I.V. (2005) *Nonmetallic inclusions in steel*. Dnipro, ART-PRESS [in Russian].
- Goldstein, Ya.E., Mizin, V.G. (1956) *Modification and microalloying of cast iron and steel*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Shpis H.-I. (1971) *Behavior of non-metallic inclusions in steel during crystallization and deformation*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Popovich, V., Kondir, A., Pleshakov, E. et al (2009) *Technology of structural materials and materials science. Practical work*. Lviv, Svit [in Ukrainian].
- Bokshitejn, B.S., Kopetsky, I.V., Shvindlerman, L.S. (1986) *Thermodynamics and kinetics of grain boundaries in metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Gulyaev, A.P. (1977) *Metals science*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Rohrer, G.S. (2011) Grain boundary energy anisotropy: A review. *J. Mater. Sci.*, **46**, 5881–5895. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-011-5677-3>
- Rohrer, G.S., Anthony, J.G., Rollett, E.D. (2008) A model for the origin of anisotropic grain boundary character distributions in polycrystalline materials. *Applications of Texture Analysis*, **17**, 10. DOI: <https://doi.org/10.1002/9780470444214.ch36>
- Panasyuk, A.D., Fomenko, V.S., Glebova, H.G. (1986) *Stability of non-metallic materials in melts*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
- ISO 14171:2008(E) *Welding consumables – Wire electrodes and wire-flux combinations for submerged arc welding of non alloy and fine grain steels – Classification*.
- ISO 17639:2003 *Destructive tests on welds in metallic materials – Macroscopic and microscopic examination of welds*.
- IIW Doc. No. IX-1533-88 / IXJ-123-87 Revision 2 / June 1988 *Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals*.

DISPERSED OXIDES INFLUENCE ON THE KINETICS OF THE WELD METAL STRUCTURAL TRANSFORMATIONS

V.V. Holovko, V.A. Kostin, V.V. Zhukov

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: v_golovko@ukr.net

Research was conducted to study the influence of inoculation of the aluminum, titanium, magnesium, and zirconium dispersed refractory oxides into the weld pool on the modification of the metal structure in low-alloy steel welds. It is shown that the inoculation of refractory oxides into the weld pool increases the temperature at which the bainitic transformation ends and significantly reduces its temperature range. This trend coincides with the size of the wetting angle between the oxide and liquid iron. Increasing the content of inoculants in the weld pool liquid metal from 0.1 to 0.2 % affects the temperatures of the beginning and end of the bainitic transformation. Both the beginning and end temperatures are increased, that is, the formation of bainite occurs in the higher temperatures region, and the temperature range of this region narrows (the kinetics of transformation increases). An increase in the temperature of the end of the bainitic transformation and a reduction in its temperature range cause an increase in the acicular ferrite content in the weld metal structure, which corresponds to an increased impact energy level of the weld metal. 12 Ref., 6 Tabl., 6 Fig.

Keywords: welding, microstructure, dispersed oxides, weld pool inoculation, bainitic transformation

Отримано 31.10.2024

Отримано у переглянутому вигляді 19.03.2025

Прийнято 18.04.2025

НОВА КНИГА

Левченко О. Г. Зварювальні аерозолі і гази: процеси утворення, методи нейтралізації та засоби захисту. – 2-ге видання, доповнене. Київ: Видавництво «Каравела», 2025. 226 с.

У монографії викладено теоретичні положення про процеси утворення шкідливих для зварників аерозолів та газів, що утворюються під час електродугового зварювання, методики їх досліджень, санітарно-гігієнічні характеристики дугового зварювання. Наведено дані про хімічну класифікацію зварювальних аерозолів, методи їх нейтралізації та мінімізації виділень. Розглянуто інформаційні системи гігієнічних характеристик зварювальних матеріалів, сучасні засоби місцевої вентиляції для робочих місць зварників та індивідуального захисту органів дихання.

Книга призначена для наукових та інженерно-технічних працівників, які займаються розробкою зварювальних матеріалів та технологій, питаннями охорони праці та екології у зварювальному виробництві, сучасними засобами місцевої вентиляції та індивідуального захисту зварників. Іл. 89. Табл. 32. Бібліогр.: 89 назв.

