

ВПЛИВ ДИСПЕРСНИХ КАРБІДІВ 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

Наведено результати досліджень впливу на кінетику структурних перетворень металу зварних швів введення до зварювальної ванни частинок тугоплавких карбідів титану і кремнію. Показано, що введення до металу швів карбідів кремнію приводить до зростання температур початку та закінчення бейнітного перетворення і зниження його температурного діапазону у порівнянні з базовим варіантом. Показники міцності знижуються, а пластичності та в'язкості підвищуються по відношенню до базового варіанту. Введення до зварювальної ванни тугоплавких частинок TiC впливає на температуру структурних перетворень твердіючого металу і його механічні властивості. Зростає як температура початку так і закінчення бейнітного перетворення, тобто формування бейніту відбувається в області більш високих температур, а температурний діапазон цієї області звужується (зростає кінетика перетворення). Бібліогр. 13, табл. 3, рис. 4.

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

Вступ. Широкий спектр об'єктів, на яких використовуються зварні конструкції з низьколегованих високоміцних сталей зумовлюють постійно зростаючі вимоги до механічних властивостей зварних швів. Підвищення рівня службових показників сталевих прокатів досягається за рахунок суттєвого ускладнення технології виготовлення. Арсенал можливостей покращення властивостей зварних з'єднань значно скромніший. Традиційно основну роль у впливі на структуру і властивості металу зварних швів відводили процесу легування та мікролегування металу, але досвід свідчить, що ці можливості близькі до насичення. Сподівання фахівців пов'язані з розширенням застосування процесів модифікування зварних швів, але це вимагає помітного розширення бази наших знань щодо впливу модифікаторів на структуру в процесі твердіння зварювальної ванни. Саме цьому аспекту металознавчих досліджень присвячена виконана робота.

Модифікування сплавів (від лат. *modificat* – видозмінювати шляхом ділення на частини) передбачає вплив на розплав, в результаті якого відбувається подрібнення кристалічної структури і підвищення механічних властивостей металів і сплавів [1]. В літературі зустрічаються різні визначення поняття модифікування. Приміром, автори роботи [2] під модифікуванням розуміють термодинамічно нестабільні хімічні, а також енергетичні дії, ефекти від яких в часі після їх реалізації носять екстремальний характер. На думку авторів, модифікування це процес активного регулювання первинної кристалізації і (чи) зміни дисперс-

ності фаз, що кристалізуються, шляхом введення в розплав малих добавок окремих елементів або їх з'єднань.

Ендогенні частинки є найбільш активними, але процес їх отримання недостатньо контрольований і за своєю природою вони менш стійкі, чим екзогенні частинки, тому дуже рідко використовуються при модифікуванні сплавів. З літературних даних [3, 4] виявлено, що найбільш перспективними є екзогенні частки, оскільки процес їх отримання дозволяє широко варіювати хімічний склад і розмір часток. Проте їх використання викликає необхідність забезпечити змочуваність часток розплавом, оберегти їх від коагуляції, розчинення і окислення.

З літературних джерел по класифікації модифікаторів і теоріях кристалізації розплаву з їх застосуванням, видно, що немає єдиної теорії кристалізації і єдиної класифікації модифікаторів. На що вказує велика кількість розроблених модифікуючих складів. Ефект модифікування визначається способом отримання модифікатора, хімічним складом, розміром часток, хімічною спорідненістю з розплавом і іншими чинниками. Виробництво і ефективне використання модифікаторів є складним науково-технічним завданням, основою якого є база наукових знань з поведінки модифікаторів при процесах твердіння металевих розплавів.

Ефективність модифікатора тим вище, чим менша розчинність і вища електрона спорідненість модифікатора і розплаву, вища термодинамічна стійкість частинок і більша різниця температур

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>

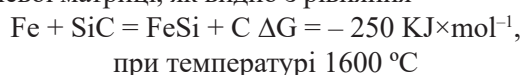
© В.В. Головко, В.А. Костін, В.В. Жуков, 2024

плавлення частинок модифікатора та металевого розплаву. Важливу роль в процесах модифікування відіграє здатність інокульованого з'єднання до змочування зростаючих в металевому розчині дендритів, тому в якості плакуючої речовини необхідно використати елементи, що входять до складу рідкого металу, мають найбільшу хімічну спорідненість до його хімічних елементів і що утворюють з ними хімічні сполуки. Таким чином, серед сучасних методів обробки сплавів на основі заліза особливе місце займає інокуюче модифікування ультрадисперсними порошками, яке дозволяє отримувати виливки з однорідним розподілом структурних складових і підвищеними механічними властивостями. Останнім часом актуальним напрямом в модифікуванні металів і сплавів є використання ультрадисперсних порошків металів та їх з'єднань. Це пов'язано з тим, що таке модифікування дозволяє створити дрібнозернисту структуру на етапі її формування з розплаву за рахунок розподілу ультра- і нанодисперсних частинок в об'ємі, які слугують центрами кристалізації. По-друге, собівартість отримання ультрадисперсних порошків різних хімічних сполук останніми роками, значно зменшилася, що дає можливість їх широкого використання.

Серед цих тугоплавких модифікаторів особливу увагу звертають на частинки TiC, які мають відмінні фізичні та хімічні властивості, такі як висока температура плавлення, висока твердість, низька щільність, зносостійкість і термічна стабільність. Зокрема, кут змочування θ між частинками TiC і рідким Fe менше ніж 50° , що полегшить формування хорошого міжфазного зв'язку між матрицею Fe і TiC під час твердіння розплаву. Тому TiC дуже підходить для використання в якості зміцнюючої фази для сталей. Модифікування мікро-TiC та нано-TiC частинками сприяє зменшенню розмірів зерен в структурі металу, що головним чином походить від ефекту зміцнення меж зерен і зміцнення за моделлю Орована (рис. 1). Зміцнення межі зерна відбувається внаслідок подрібнення зерна, оскільки воно збільшує щільність границі, тоді як зміцнення за моделлю Орована виникає через взаємодію між дислокаціями та зміцненням через посилення закріплення дислокацій.

Широке розповсюдження набули дослідження спрямовані на підвищення міцності низьковуглецевої сталі шляхом введення в їх склад нанорозмірних частинок SiC. Це можна пояснити дисоціацією SiC при високій температурі внаслідок утворення силіциду заліза та вуглецю [7]. В роботі [8] було показано, що вільний вуглець зменшує вільну енергію розкладання аустеніту на перліт, в результаті

чого об'ємна частка перліту збільшується зі збільшенням відсотка модифікатора SiC. З іншого боку, подрібнення зерна в результаті інокуляції карбідом кремнію можна пояснити тим, що збагачення кремнієм сталевій матриці призводить до вкраплень силікату марганцю, які мають невелику невідповідність кристалічної решітки до вихідного аустеніту, і це теж може впливати на подрібнення зерна. Крім того, було встановлено [9], що вміст вуглецю в перлітній структурі після інокуляції SiC вищий, ніж у чистій сталі, що підтверджує вищезазначене приписування ролі дисоціації SiC у збагаченні вуглецем сталевій матриці, як видно з рівняння



Мета роботи полягала в збільшенні наукової інформації щодо процесів формування структури металу зварних швів низьколегованих сталей, впливу присутності частинок тугоплавких карбідів у металі зварювальної ванни на температуру структурних перетворень на етапах первинної кристалізації та бейнітного перетворення. Виявлення впливу структурних перетворень на механічні властивості металу швів.

Матеріали та методика роботи. Дослідження впливу тугоплавких частинок TiC та SiC на модифікування структурних складових металу швів виконували на зразках наплавленого металу, які були отримані з останнього шару металу стикового шва, що зварювали 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]. Зразки наплавленого металу були отримані методом автоматизованого зварювання з використанням трактора КА-001 та джерела живлення КИУ-1200. Зварювання виконували постійним струмом зворотної полярності 500...520 А, при напрузі на дузі 34...36 В і швидкості зварювання 43 м/г. Після кожного проходу стикове з'єд-

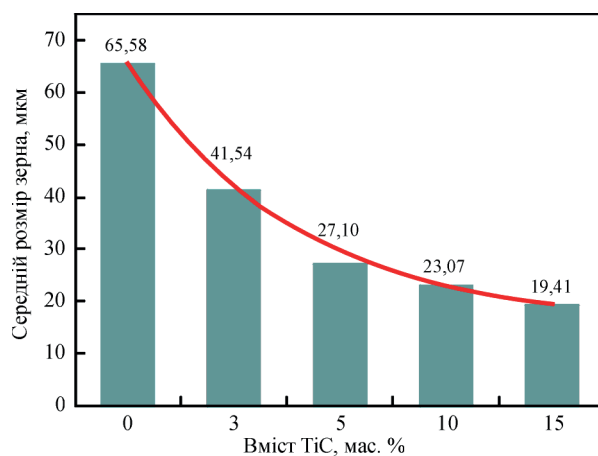


Рис. 1. Вплив модифікування частинками TiC на розмір зерен в структурі металу [6]

нання охолоджували на повітрі до температури не більше 120 °С. Погонна енергія зварювання становила 13...15 кДж/см.

Частинки тугоплавких з’єднань розміром 200...500 мкм вводили 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 марки 08Ю розміром 0,8×12 мм. Шихту для заповнення осердя виготовляли з суміші залізного порошку марки ПЖМ з інокулянт. Вміст інокулянта становив 10 % для швів 1TiC, 1SiC і 20 % для швів 2TiC і 2SiC. Коефіцієнт заповнення стрічки витримували в діапазоні 18...20 %. Схеми підготовки стиків, зварного з’єднання і місць відбору зразків для проведення досліджень наведені на рис. 2, а, б, відповідно.

Металографічні дослідження останнього проходку зварного шва проводили на оптичному мікроскопі Neophot 32 на поперечних шліфах металу швів відполірованих та протравлених в 2 % розчині ніталю. 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 в киплячому насиченому розчині пікрату натрію (C6H2(NO2)3ONa) у воді.

Характер структурних перетворень у металі легованих швів вивчали методом імітації термодеформаційного циклу зварювання (ТДЦЗ) з використанням комплексу Gleeble 3800, оснащеним швидкодіючим дилатометром. Дослідження виконувались із застосуванням циліндричних зразків діаметром 6,0 мм та довжиною 80 мм, виготовле-

Таблиця 1. Хімічний склад металу швів

Умовне позначення швів	Масова доля елементів, %								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	Al
Base	0,053	0,33	1,60	0,008	0,016	0,37	0,03	<0,01	0,004
1SiC	0,053	0,34	1,46	0,012	0,13	0,37	0,03	<0,01	0,006
1TiC	0,090	0,36	1,70	0,014	0,013	0,25	0,03	0,023	0,011
2SiC	0,076	0,46	1,12	0,024	0,022	0,36	0,05	0,011	0,010
2TiC	0,042	0,41	1,15	0,025	0,022	0,36	0,05	0,023	0,008

Таблиця 2. Частка фаз і розмір первинних кристалітів в зразках металу швів

Умовне позначення швів	Частка фаз, %					Розмір первинних кристалітів, мкм
	ГФ	ПФ	ПеФ	ВФ	П	
0	95	2,6	2,4	—	—	120...160
1SiC	90	5,6	2,7	1,1	0,7	70...120
1TiC	90	5,3	1,8	2,7	0,9	50...70
2SiC	72,15	11,75	7,6	7,0	1,5	70...120
2TiC	54,25	21,25	6,75	16,5	1,0	50...120

Примітки. ГФ – голчатий ферит; ПФ – полігональний ферит; ПеФ – поліедричний ферит; ВФ – ферит Відманштетта; П – перліт.

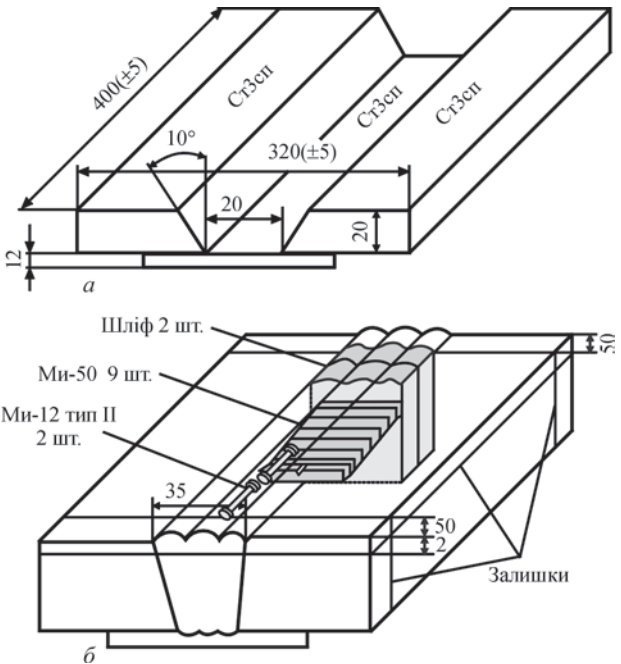


Рис. 2. Схема підготування стикового з’єднання для отримання зразків металу швів у відповідності до вимог ISO 14171 (а) та відбору зразків для визначення хімічного складу, механічних властивостей і структури металу швів (б)

них з наплавленого металу товщиною 20 мм. Відповідно до розробленої в ІЕЗ ім. Є.О. Патона методики [13], за заданою програмою зразки нагрівалися у вакуумній камері до температури 1170 °С, а потім охолоджувалися за різними термічними циклами з різними швидкостями охолодження. Криві охолодження відповідали залежності Ньютона-Ріхмана та відповідали швидкостям охолодження 5; 10; 17; 30; 45 °С/с на ділянці температур 500...600 °С. При цьому досить точно відтворювалися параметри охолодження термічних циклів зварювання (теплові та тимчасові) у металі зварних з’єднань.

Таблиця 3. Результати дилатометричного аналізу металу швів

Умовне позначення швів	Ac ₃	Ac ₁	Bs	B _f	Δγ	Δα
0	908,6	717,8	706,8	449,4	190,9	257,5
1SiC	904,8	716,9	730,5	478,7	187,9	251,8
1TiC	912,2	724,3	709,8	485,6	187,9	224,2
2SiC	908,1	720,4	762,3	525,3	187,6	237,0
2TiC	929,8	730,2	790,3	606,1	199,6	184,2

Примітки. Ac₃ і Ac₁ – температури початку та завершення розпаду первинного аустеніту; B_s і B_f – температури початку та завершення бейнітного перетворення; Δγ і Δα – температурний діапазон розпаду первинного аустеніту та бейнітного перетворення.

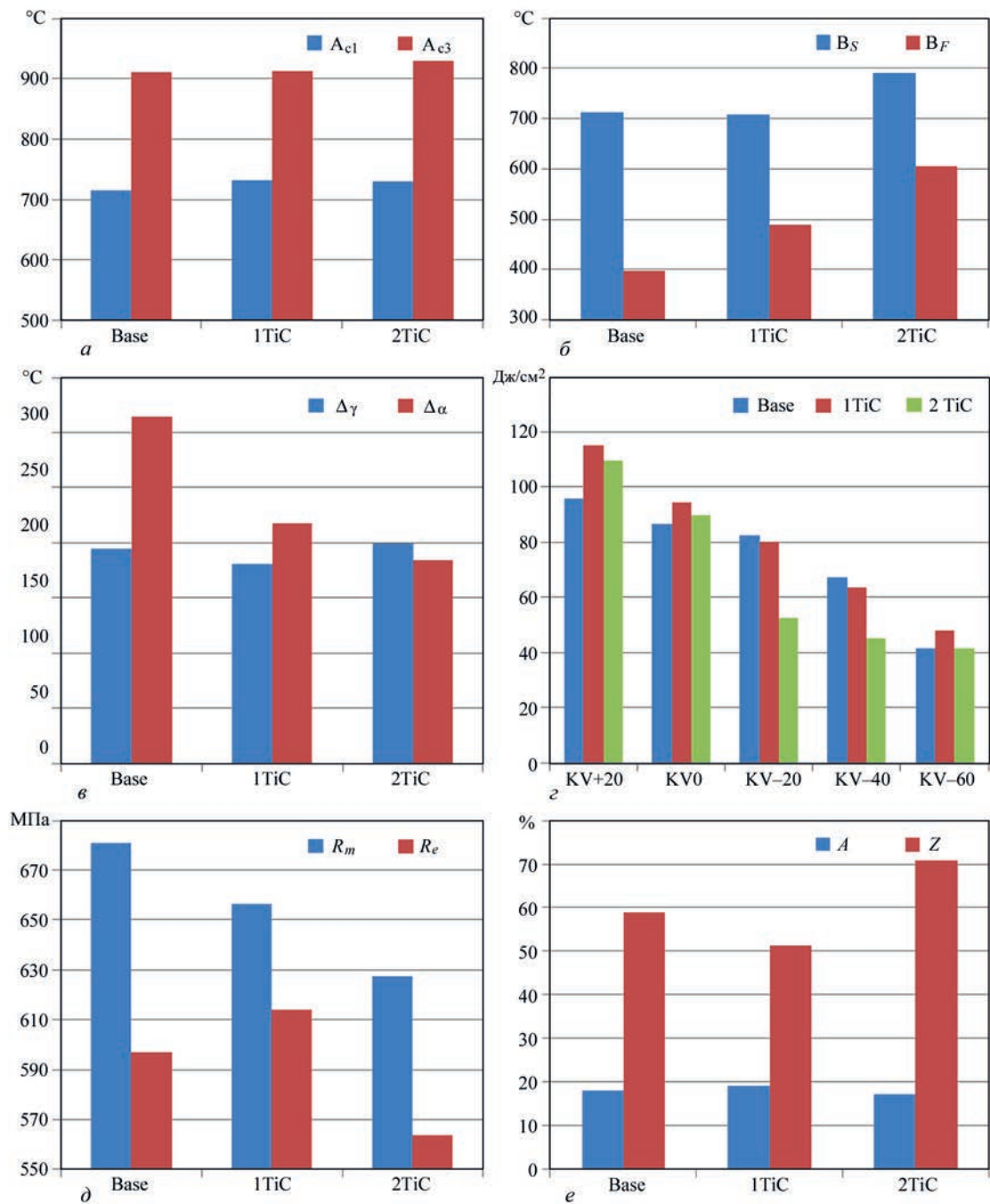


Рис. 3. Результати дослідження металу швів інокульованих карбідом титану: а – температури початку та завершення розпаду первинного аустеніту; б – температури початку та закінчення бейнітного перетворення; в – температурні діапазони розпаду аустеніту та бейнітного перетворення; г – ударна в'язкість металу швів в залежності від температури випробування; д – межа міцності (R_m) та плинності (R_e) металу швів; е – відносне подовження (A) та звуження (Z) металу швів

Результати досліджень. У табл. 1–3 наведено результати визначення хімічного складу, мікроструктури та результати дилатометричних досліджень металу швів.

Аналіз результатів досліджень. На рис. 3 та 4 наведені результати термодеоформаційного аналізу, який було виконано для отримання інформації щодо впливу присутності частинок тупо-

гоплавких карбідів на температури початку та завершення структурних перетворень, а також результати визначення механічних властивостей металу швів.

Як видно з наведених даних введення у зварювальну ванну тупоплавких частинок TiC впливає на температуру структурних перетворень твердіючого металу і його механічні властивості. Збіль-

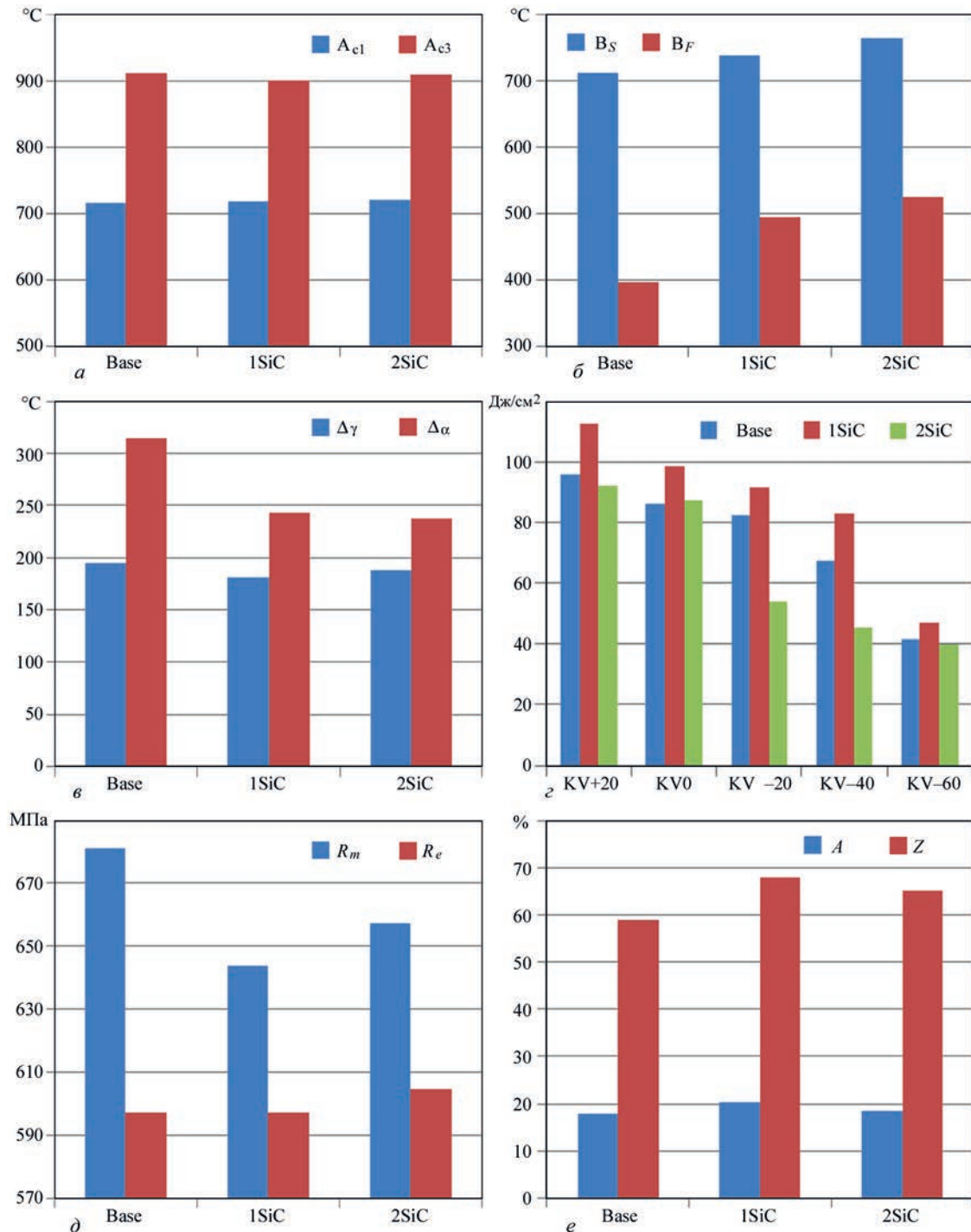


Рис. 4. Результати дослідження металу швів інокульованих карбідом кремнію: а – температури початку та завершення розпаду первинного аустеніту; б – температури початку та закінчення бейнітного перетворення; в – температурні діапазони розпаду аустеніту та бейнітного перетворення; г – ударна в'язкість металу швів в залежності від температури випробування; д – межа міцності (R_m) та плинності (R_e) металу швів; е – відносне подовження (A) та звуження (Z) металу швів

шення вмісту тугоплавких частинок з 0,1 до 0,2 % найбільш помітний вплив справляє на температуру початку та закінчення бейнітного перетворення. Зростає як температура як його початку так і закінчення, тобто формування бейніту відбувається в області більш високих температур, а температурний діапазон цієї області звужується (зростає кінетика перетворення).

Зміна умов формування структури металу швів впливає на їх механічні властивості. Підвищення температури початку бейнітного перетворення, а також збільшення кінетики перетворення співпадає з показником межі міцності металу швів і падіння роботи удару при температурах нижче нуля градусів. Звертає увагу зниження роботи удару при температурах нижче нуля для металу з підвищеним рівнем введених частинок TiC.

Введення до зварювальної ванни карбіду кремнію підвищує інтенсивність процесу її розкислення, під час якого кремній утворює сполуку з наявним у розплаві вільним киснем, а вуглець може взаємодіяти з Fe, Mn і S, присутніми в сталі і утворювати комплексні сполуки. Ці частинки діють як центри зародження (гольчастих) феритових пластини вторинного фериту в металі зварних швів низьколегованих сталей. Включення, які утворюються під час процесу зварювання, можуть діяти як інертні підкладки для зменшення теплової рушійної сили, необхідної для зародження фериту. Таке зменшення вільної енергії формування призводить до формування високого відсотка голчастої структури всередині зерен аустеніту в конкуренції з межею зерен фериту і росту феритових бічних пластини. Відсутність зернограничного фериту вказує на те, що розмір і розподіл кількості частинок другої фази всередині зерен або неефективне, як місце зародження для первинного фериту або сприяє зниженню граничної енергії за рахунок наявності тонкого шару карбіду, що робить його менш сприятливим для зародження фериту на межі зерен.

Таким чином, інокулювання до зварювальної ванни тугоплавких частинок карбіду кремнію, по-перше, сприяє утворенню зернограничного фериту, по-друге, внутрішньозернисті карбіди діють як інертний субстрат, знижуючи рушійну силу для утворення пластин фериту в тілі зерен. Формування вторинних феритових пластин, із загостреними кінчиками та високим співвідношенням сторін означає, що зростання відбувається за не дифузійним механізмом; вони ростуть в перенасиченому вуглецем аустеніті до моменту зіткнення з фери-

товими пластинами та припинення реакції дифузії вуглецю.

З даних, які наведено в табл.2 та 3, видно, що інокулювання металу швів карбідом кремнію приводить до зростання температур початку та закінчення бейнітного перетворення і зниження його температурного діапазону у порівнянні з базовим варіантом. Показники міцності знижуються, а пластичності та в'язкості підвищуються по відношенню до базового варіанту (рис.4). Підвищення обсягу інокулянту до металевого розплаву супроводжується деяким підвищенням показників міцності металу та зниженням рівня роботи удару.

Висновки

1. Введення в метал швів низьколегованих сталей карбідів кремнію та титану в кількості до 0,2 % приводить до зростання кінетики процесу бейнітного перетворення за рахунок підвищення температур початку та закінчення бейнітного перетворення і зниження його температурного діапазону у порівнянні з базовим варіантом. Показники міцності знижуються, а пластичності та в'язкості підвищуються по відношенню до базового варіанту.

2. Зміна умов формування структури металу швів впливає на їх механічні властивості. Підвищення температури початку бейнітного перетворення, а також збільшення кінетики перетворення співпадає із зниженням показника межі міцності металу швів і падінням роботи удару при температурах нижче нуля градусів.

3. Збільшення кількості введених до металевого розплаву тугоплавких частинок до 0,2 % супроводжується деяким підвищенням показників міцності металу та зниженням рівня роботи удару.

Отримані в результаті проведених досліджень дані розширили базу наукових знань щодо таких фазових перетворень у сталі як перебудова кристалічної решітки і перерозподіл вуглецю між фазами. Показано особливості впливу швидкостей цих процесів і морфології продуктів розпаду на основні типи перетворень: феритне, перлітне, бейнітне, які послідовно змінюють один одного при зниженні температури. Всі ці перетворення у процесі охолодження визначають різноманіття властивостей сталі, тому їх вивчення критично важливо для розуміння металургійних процесів.

Список літератури

1. Бестужев Н.И., Михайловский В.М., Бестужев А.Н. и др. (2003) Комплексная инокулирующая обработка жидкого чугуна. *Литейное производство*, **10**, 6–8.
2. Kopycinski, D. (2010) The influence of iron powder and disintegrated steel scrap additives on the solidification of cast iron. *Metallurgy and foundry engineering*. **36**, **2**, 97–102. DOI: <https://doi.org/10.7494/mafe.2010.36.2.97>

3. Болдырев Д.А., Давыдов С.В., Скандцев В.М. (2007) Основные принципы экономической эффективности внедрения новых типов модификаторов в чугунолитейном производстве. *Заготовительные производства в машиностроении*, **9**, 9–16.
4. Васьков И.А. (1978) Структурообразование при формировании отливок из нелегированных и легированных чугунов. *Литейное производство*, **2**, 4–5.
5. Zou Y. Tan C., Qiu Z., Ma W. et al. (2021) Additively manufactured SiC-reinforced stainless steel with excellent strength and wear resistance. *Additive Manufacturing*, **41**, 101971. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.101971>
6. Huang, X., Mei, S., Li, Y. et al. (2023) Effect of TiC Content on Microstructure and Wear Performance of 17–4PH Stainless Steel Composites Manufactured by Indirect Metal 3D Printing. *Materials*, **16**, 6449. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16196449>.
7. Liu, G.W., Muolo, M.L., Valenza, F., Passerone A. (2010) Survey on wetting of SiC by molten metals. *Ceramic International J.*, **36**, **4**, 1177–1188. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2010.01.001>
8. Omranian, P., Shakeri, N., Mohamemadpour, A. et al. (2013) Use of silicon carbide as an inoculant in ductile iron casting to reduce the cost with keeping the properties. *Metal J.*, **15**(5), 1–5.
9. Kamal El-Fawkhry M., Shash A., Sherif A. et al. (2014) Enhancement of pearlitic structure through inoculation with nano-size silicon carbide. *Int. J. Nanoparticles*, **7**(3/4) 203–211. DOI: <https://doi.org/10.1504/IJNP.2014.067607>
10. (2008) 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*.
11. (2003) INTERNATIONAL STANDARD ISO 17639:2003 *Destructive tests on welds in metallic materials - Macroscopic and microscopic examination of welds*.
12. (1990) IIW Doc. No.IX-1533-88/IXJ-123-87 Revision 2/ June 1988 *Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals*.
13. Костин В.А., Головки В.В., Григоренко Г.М. (2011) Методы оценки упрочнения металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей. *Автоматич. сварка*, **10**, 12–17.
2. Kopycinski, D., Dorula, J. (2010) The influence of iron powder and disintegrated steel scrap additives on the solidification of cast iron. *Metallurgy and Foundry Engineering*, **36**(2), 97–102. DOI: <https://doi.org/10.7494/mafe.2010.36.2.97>
3. Boldyrev, D.A., Davydov, S.V., Skantsev, V.M. (2007) The main principles of the economic efficiency of the introduction of new types of modifiers in cast iron production. *Zagotovitelnye Proizvodstva v Mashinostroenii*, **9**, 9-16 [in Russian].
4. Vashukov, I.A. (1978) Structure formation during the formation of castings from unalloyed and alloyed cast irons. *Liteinoe Proizvodstvo*, **2**, 4–5.
5. Zou, Y. Tan, C., Qiu, Z., Ma, W. et al. (2021) Additively manufactured SiC-reinforced stainless steel with excellent strength and wear resistance. *Additive Manufacturing*, **41**, 101971. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.101971>
6. Huang, X., Mei, S., Li, Y. et al. (2023) Effect of TiC content on microstructure and wear performance of 17–4PH stainless steel composites manufactured by indirect metal 3D printing. *Materials*, **16**, 6449. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16196449>.
7. Liu, G.W., Muolo, M.L., Valenza, F., Passerone A. (2010) Survey on wetting of SiC by molten metals. *Ceramic International J.*, **36**, **4**, 1177–1188. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2010.01.001>
8. Omranian, P., Shakeri, N., Mohamemadpour, A. et al. (2013) Use of silicon carbide as an inoculant in ductile iron casting to reduce the cost with keeping the properties. *Metal J.*, **15**(5), 1–5.
9. Kamal El-Fawkhry, M., Shash, A., Sherif, A. et al. (2014) Enhancement of pearlitic structure through inoculation with nano-size silicon carbide. *Int. J. Nanoparticles*, **7**(3/4), 203–211. DOI: <https://doi.org/10.1504/IJNP.2014.067607>
10. (2008) 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*.
11. (2003) International standard ISO 17639:2003 *Destructive tests on welds in metallic materials - Macroscopic and microscopic examination of welds*.
12. (1990) IIW Doc. No.IX-1533-88/IXJ-123-87 Revision 2/ June 1988 *Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals*.
13. Kostin, V.A., Golovko, V.V., Grigorenko, G.M. (2011) Methods for assessment of the strengthening of HSLA steel weld metal. *The Paton Welding J.*, **10**, 12–17.

References

1. Bestuzhev, N.Y., Mikhailovsky, V.M. Bestuzhev, A.N. et al. (2003) Complex inoculating processing of liquid cast iron. *Liteinoe Proizvodstvo*, **10**, 6–8 [in Russian].

DISPERSED CARBIDE EFFECT ON THE KINETICS OF 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

The results of research on the influence of inoculation of refractory titanium and silicon carbide particles into the weld pool are presented. It is shown that inoculation of the weld metal with silicon carbides leads to an increase in the temperatures of the bainitic transformation beginning and end and a decrease in its temperature range in comparison with the basic version. Strength values decrease, and ductility and toughness increase in relation to the basic version. Inoculation of the weld pool with refractory TiC particles influences the structural transformation temperature of the hardening metal and its mechanical properties. Both the beginning and end temperature of the bainite transformation increases, that is bainite formation occurs in the higher temperature region, and the temperature range of this region narrows (the transformation kinetics increases). 13 Ref., 3 Tabl., 4 Fig.

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

Отримано 26.06.2024

Отримано у переглянутому вигляді 06.08.2024

Прийнято 14.10.2024