

# ВПЛИВ ВВЕДЕННЯ ТУГОПЛАВКИХ ЧАСТОК ДО ЗВАРЮВАЛЬНОЇ ВАННИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛУ ШВІВ

В.В. Головка, Д.Ю. Єрмоленко, С.М. Степанюк, В.В. Жуков, В.А. Костін

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

Виконані дослідження впливу зміни розмірів первинних дендритів в структурі металу швів на їх вторинну мікроструктуру та механічні властивості. Показано, що збільшення ширини дендритів супроводжується підвищенням температури початку бейнітного перетворення, але вміст в мікроструктурі швів низькотемпературного бейніту при цьому підвищується. Встановлена можливість впливу інокулювання до зварювальної ванни дисперсними частинками тугоплавких сполук на відношення між вмістом в мікроструктурі швів складових з грубоголкою та дрібноголкою морфологією і відповідно на механічні властивості зварних швів. Бібліогр. 9, табл. 4, рис. 10.

*Ключові слова:* зварні шви, мікроструктура, дендрити, бейнітне перетворення, інокулювання, тугоплавкі сполуки, механічні властивості

Метал швів при зварюванні низьколегованих сталей може почати свою кристалізацію у вигляді  $\delta$ -фериту чи аустеніту. З результатів, наведених в роботі [1] видно, що при швидкостях охолодження сталевих розплавів, характерних для металу зварних швів, кристалізація починається зі структури  $\delta$ -фериту, з якою при подальшому охолодженні відбуваються твердотільні перетворення. З фазової діаграми Fe–C витікає, що при температурах біля 1400 °C починається утворення аустеніту. Центрами зародження аустеніту, як правило, слугують границі дендритів [2]. Автори роботи [3] висловили припущення щодо утворення аустеніту в результаті перитектичної реакції між розплавом і  $\delta$ -феритом на високоенергетичних границях дендритів (рис. 1). Важливий результат цього перетворення полягає в розмірі первинної структури, тому що саме цей показник є одним з ключових факторів, які впливають на характер формування вторинної структури.

В роботі [4] показано, що зерна  $\delta$ -фериту мають стовпчасту морфологію і розмір аустенітних

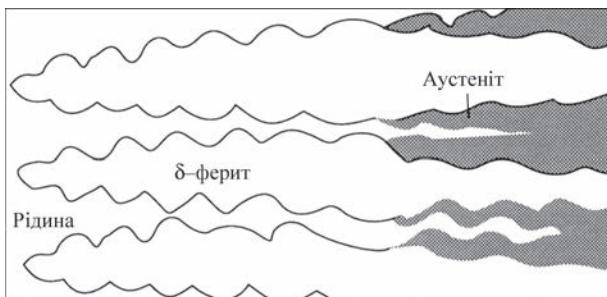


Рис. 1. Схема формування зерен аустеніту на границях дендритів в результаті перитектичної реакції [3]

зерен залежить від ширини дендритів. З метою розширення уявлень стосовно особливостей формування вторинної структури в металі швів низьколегованих сталей були проведені спеціальні дослідження.

## Вплив інокулянтів на вторинну структуру металу швів

### Методика експериментів

Для вивчення кінетики розпаду переохолодженого аустеніту в металі досліджуваних швів були проведені дилатометричні випробування. В ході цих випробувань металеві зразки піддалися нагріву і охолодженню за заданими термічними циклами. В процесі термічного впливу відбувався запис дилатометричних даних. Зразки кожного металу швів були піддані нагріву до 1170 °C та охолодженню. Було обрано п'ять термічних циклів, які відрізнялися швидкістю охолодження в діапазоні температур 600...500 °C ( $w_{65} = 45; 30; 17; 10; 5$  °C/c). Випробування проводилися на установці Gleeble 3800.

В роботі було застосовано розроблену авторами методику аналізу дилатометричних даних. Для визначення критичних температур структурно-фазових перетворень дилатометричні дані представляють у вигляді графіку залежності змінення лінійного розміру (діаметру) металевого зразка в процесі охолодження (рис. 2, а). До лінійних ділянок отриманої дилатограми, що відповідають закону теплового розширення фериту чи аустеніту, відкладають дотичні [5]. Температурні точки, в яких дотичні починають відхилятися від експериментальної дилатометричної кривої, позначають як критичні температури ( $T_n$  та  $T_k$ ) структурно-фазових перетворень.

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

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

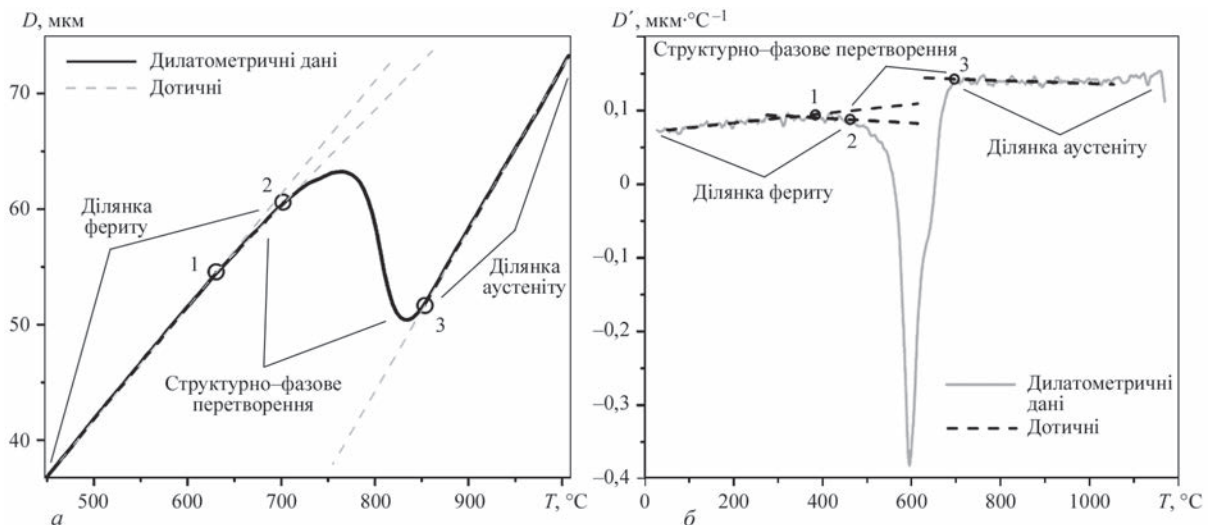


Рис. 2. Методи визначення критичних температур структурно-фазового перетворення методом дотичних: а – на графіку залежності дилатометричних даних від температури; б – на графіку залежності першої похідної дилатометричних даних від температури (точки 1–3 – критичні температури перетворення, які можна отримати методом дотичних)

Однак цей метод має не достатньо високу точність [6] і цілком залежить від вибору температурної ділянки для проведення дотичної. Більш чутливим є метод, в якому для проведення дотичних використовують криві залежності першої похідної дилатометричних даних від температури [7]. Слід відзначити, що, як видно на рис. 2, б, цей метод також чутливий до вибору лінійної ділянки на кривій дилатометричних даних.

Теплове розширення твердих тіл не є лінійною залежністю від температури і на формування остаточної залежності впливає багато чинників [8]. Тому для визначення критичних температур, при яких на фоні теплового розширення спостерігається зворотна зміна лінійного розміру, що обумовлена перебудовою кристалічної решітки при структурно-фазовому перетворенні, ми використали апроксимування для ділянок, що відповідають температурній залежності лінійного теплового розширення.

Найбільш точні результати показали емпіричні залежності у вигляді поліномів непарних ступенів наступного вигляду (рис. 3):

$$F(T) = a_1 T + a_2 T^3 + a_3 T^5 + a_4 \quad (1)$$

де  $F(T)$  – функція залежності теплового розширення фериту чи аустеніту;  $T$  – температура;  $a_{1-4}$  – константи апроксимації.

На підставі запропонованої методики було запропоновано використовувати показник  $T_V$  для визначення характеристик перетворення.  $T_V$  – це температура максимальної інтенсивності перетворення (див. рис. 3, б). Ця характеристика має кореляцію з температурами початку та кінця перетворення, та може бути використана як окремий додатковий показник перетворення.

Для кожного металу шва визначені з діаграм значення температур фазових перетворень порівнювали з результатами металографічного аналізу мікроструктури. Схема відбору зразків для дослідження та методи їх травлення для металографічного аналізу наведено в розділі 1 [4].

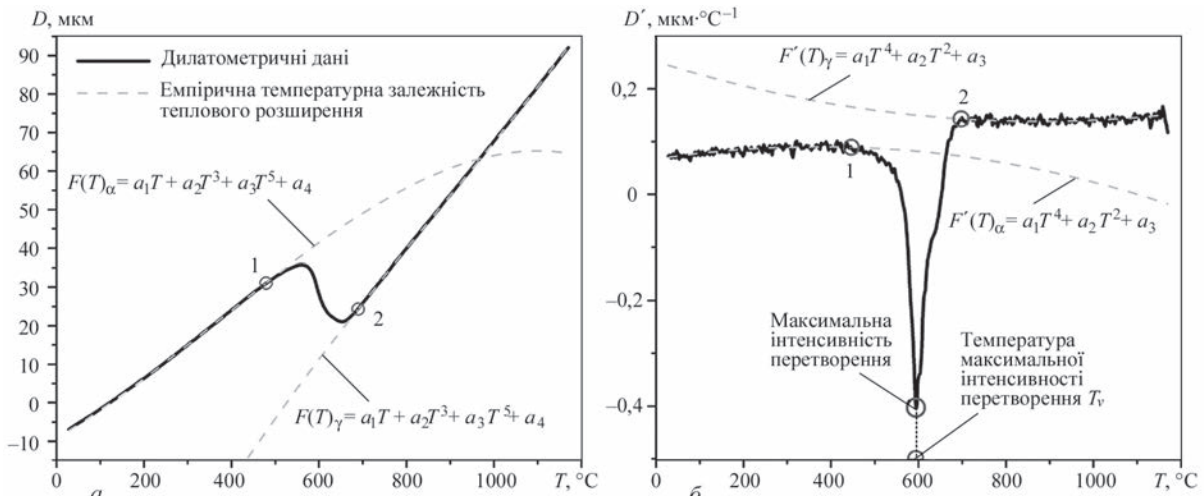


Рис. 3. Апроксимаційний метод аналізу дилатометричних даних: а – апроксимація дилатометричних даних; б – апроксимація першої похідної (1, 2 – критичні температури перетворення)

Таблиця 1. Результати визначення температур фазових перетворень в металі швів

Шов	$A_{\delta\gamma}$ , °C	$B_{\delta\gamma}$ , °C	$B_f$ , °C	$\Delta B$ , °C	$\Delta A$ , °C	$T_p$ , °C
БЛ	870	603,07	443,07	160,00	266,93	567
FeTi	869	583,90	423,10	160,80	285,10	493
TiN	853	589,88	403,04	186,84	263,12	487
VC	863	603,03	412,07	190,96	259,97	549
NbC	893	582,01	431,07	150,94	310,99	534
SiC	851	644,17	435,06	209,11	206,83	540
TiC	870	648,27	435,18	213,09	221,73	562
TiO <sub>2</sub>	885	666,42	431,22	235,2	218,58	559
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	890	656,52	437,26	219,26	233,48	559
MgO	873	680,36	457,18	223,18	192,64	574
ZrO <sub>2</sub>	867	687,36	458,07	229,29	179,64	570

Примітки.  $A_{\delta\gamma}$  – температура початку  $\delta$ - $\gamma$ -перетворення;  $B_{\delta\gamma}$  – температура початку бейнітного перетворення;  $B_f$  – температура закінчення бейнітного перетворення;  $\Delta B$  – температурний діапазон бейнітного перетворення;  $\Delta A$  – температурний діапазон  $\delta$ - $\gamma$ -перетворення.

*Вплив на температуру структурних перетворень*

Впливу неметалевих включень на формування мікроструктури зварних швів присвячено велика кількість робіт. В цих роботах наведено результати термодинамічного моделювання, дані експериментальних робіт щодо цієї проблеми, однак, на сьогодні не має узагальненого уявлення про механізми впливу дисперсних включень на формування структури металу зварних швів. В зв'язку з невизначеністю умов, які визначають вміст, склад та морфологію неметалевих включень в рідкому металі доцільно проводити експерименти, в яких до зварювальної ванни штучно введено певна кількість хімічно чистих сполук визначеного розміру, з відомими фізико-хімічними показниками. Інокулюван-

ня до зварювальної ванни дисперсних частинок певних тугоплавких сполук дозволило дослідити особливості їх впливу на розмір структурних складових металу швів.

В табл. 1 наведено результати аналізу результатів дилатометричних досліджень, а також визначення температури максимальної інтенсивності перетворення ( $T_p$ ), виконаних за наведеними вище методиками.

*Вторинна структура металу швів*

Металографічні дослідження виконували на світловому мікроскопі «Neophot-30» з реєстрацією зображення на екрані комп'ютера.

Результати металографічного аналізу показали, що основними структурними складовими металу всіх досліджених швів є верхній та нижній бейніт, різні морфології фериту (голчастий, полігональ-

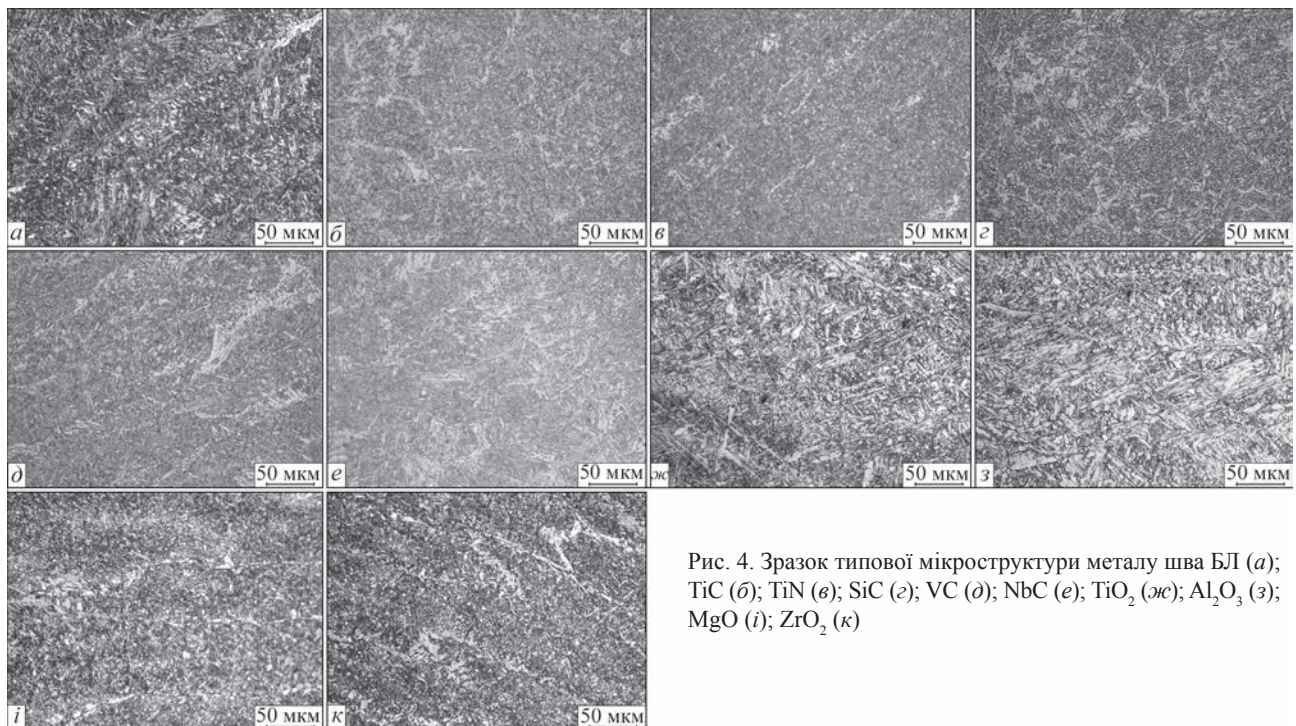


Рис. 4. Зразок типової мікроструктури металу шва БЛ (а); TiC (б); TiN (в); SiC (г); VC (д); NbC (е); TiO<sub>2</sub> (ж); Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (з); MgO (и); ZrO<sub>2</sub> (к)

Таблиця 2. Вміст основних структурних складових в металі швів

Шов	Ферит					Бейніт		Інші
	голчастий	полігональний	внутризеренний	глобулярний	Відманштедта	верхній	нижній	
БЛ	10	12	8	16	4	15	26	9
FeTi	6	7	9	17	8	18	30	5
TiC	14	9	9	9	3	19	30	7
TiN	12	10	20	19	16	6	13	4
SiC	5	8	12	16	5	18	33	3
VC	6	9	14	14	14	19	21	3
NbC	7	12	10	6	18	21	15	11
TiO <sub>2</sub>	15	7	15	17	6	17	18	5
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	4	19	18	7	15	15	15	7
MgO	18	10	11	10	3	10	33	5
ZrO <sub>2</sub>	20	15	8	6	3	13	30	5

ний, внутризеренний, глобулярний, Відманштедта) та мартенсит. Склад структурних складових наведено в табл. 2. На рис. 4 наведено типові зразки вторинної структури металу швів.

Стосовно особливостей структури окремих швів слід відзначити, що метал шва БЛ характеризується дрібнозернистою структурою при деякій її фрагментації та формуванням внутріоб'ємних дисперсних фаз.

В металі шва FeTi сформована нерівномірна структура (дрібнозернистий нижній бейніт і грубопластинчастий бейніт верхній) при незначній її фрагментації з утворенням як внутріоб'ємних дисперсних фаз, так і їх скупчень по границям.

Структура металу шва TiC складається в основному з бейнітно-феритних складових при незначній фрагментації. Структура металу шва SiC містить в основному бейнітно-феритну складову при незначній її фрагментації з розширеним спектром внутріоб'ємних дисперсних фаз і наявністю фазових виділень по границям рейкової структури.

Мікроструктура металу шва Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> складається в основному з бейнітно-феритної структури при незначній її фрагментації і розширеним спектром

внутріоб'ємних дисперсних фаз та наявністю фазових виділень по границям рейкової структури.

В металі шва ZrO<sub>2</sub> формується в основному однорідна бейнітно-феритна структура при наявності дисперсних фазових виділень у внутрішніх об'ємах бейнітної структури, а також по границям фрагментованих структур.

*Вплив на механічні властивості*

Хімічний склад металу швів наведено в табл. 3 разом з показниками еквіваленту вуглецю, який було розраховано відповідно до стандарту EN1011-2 [9]. Результати визначення механічних властивостей металу швів показано в табл. 4. З наведених результатів 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. 4, свідчать, що введення до зварювальної ванни частинок тугоплавких з'єднань справляє помітний вплив на механічні властивості металу швів. Такий вплив пов'язано

Таблиця 3. Хімічний склад металу досліджених швів, мас. %

Шов	C	Si	Mn	S	P	Ni	Mo	Al	Ti	Zr	CE <sub>w</sub>
БЛ	0,034	0,340	1,21	0,021	0,020	2,13	0,28	0,028	0,013	н\в	0,356
FeTi	0,036	0,335	1,22	0,022	0,021	2,14	0,26	0,038	0,029	"	0,390
TiN	0,035	0,317	1,24	0,019	0,009	2,15	0,26	0,036	0,021	"	0,357
VC	0,052	0,227	1,21	0,022	0,021	2,13	0,25	0,027	0,004	"	0,384
NbC	0,049	0,253	1,19	0,021	0,020	2,15	0,27	0,029	0,003	"	0,387
SiC	0,053	0,351	1,20	0,020	0,025	2,12	0,26	0,025	0,004	"	0,365
TiC	0,046	0,340	1,25	0,021	0,019	2,15	0,24	0,023	0,021	"	0,370
TiO <sub>2</sub>	0,035	0,405	1,24	0,018	0,021	2,17	0,27	0,031	0,027	"	0,332
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,034	0,424	1,26	0,019	0,023	2,15	0,29	0,042	0,015	"	0,315
MgO	0,031	0,227	1,21	0,025	0,024	2,15	0,29	0,023	0",013		0,297
ZrO <sub>2</sub>	0,033	0,223	1,25	0,024	0,024	2,14	0,30	0,024	0,013	0,06	0,303

Таблиця 4. Механічні властивості металу досліджених швів

Шов	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCV, Дж/см <sup>2</sup> 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 <sub>2</sub>	709	636	19	57	85	72	60	50
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	728	621	17	54	82	58	50	36
MgO	644	586	19	60	103	85	69	60
ZrO <sub>2</sub>	649	592	21	64	97	91	84	76

зі змінами в структурі металу, розгляду яких присвячена ця робота.

*Аналіз результатів дослідження*

В роботі [4] було показано, що введення до зварювальної ванни дисперсних частинок тугоплавких сполук впливає на розмір як дендритів, так і зерен первинного аустеніту. Як видно з табл. 2, суттєву частку складових мікроструктури досліджених швів становлять морфологічні форми бейніту. На рис. 5 наведено результати співставлення розмірів дендритів, які утворилися на перших етапах процесу кристалізації зварювальної ванни [4], з температурою початку бейнітного перетворення.

Як видно з наведених даних, зі збільшенням ширини дендритів зростає температура початку бейнітного перетворення. Відповідно з сучасними уявленнями щодо формування бейнітної структури зародження цієї фази може бути ініційовано або з границь аустенітних зерен, або з середини. Якщо в першому випадку зародження нової фази контролюється щільністю дислокацій на границях зерен, то в другому – наявністю центрів зародження нової фази в тілі зерен первинної структури. Такими центрами можуть служити такі тугоплавкі включення, як оксиди магнію, титану, алюмінію, а також карбіди кремнію та титану (рис. 6), що були захоплені фронтом кристалізації.

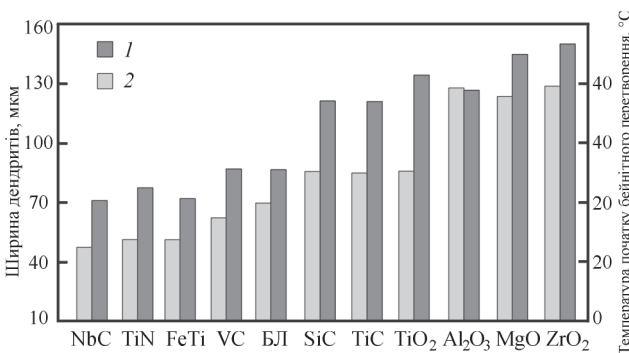


Рис. 5. Зміна температури початку бейнітного перетворення (1) в залежності від ширини дендритів (2) в первинній структурі металу швів

Швидкість дифузії вуглецю на міжфазну границю в процесі  $\delta$ - $\gamma$ -перетворення впливає на формування нижнього бейніту в мікроструктурі металу швів. Як видно з наведених даних, мікроструктура швів, до складу яких було інокульовано оксиди магнію та цирконію, карбіди ванадію та кремнію, містить підвищену кількість нижнього бейніту. В низьколегованих сталях нижній бейніт характеризується як структурна складова, яка дозволяє забезпечити формування металу з високим рівнем в'язкості при збереженні відповідної міцності.

Дві форми бейніту в металі низьколегованих сталей відрізняються як характером формування карбідної фази, так і своєю морфологією. Якщо при утворенні верхнього бейніту значна частина вуглецю дифундує на границі феритних зерен, де виділяється у вигляді цементиту, то для нижнього бейніту характерним є виділення дрібних карбідів в тілі феритних зерен. Нижній бейніт формується у вигляді дрібноголчастої структури з малокутовими границями зерен. Така структура має підвищену стійкість проти розвитку крихких тріщин. Структура верхнього бейніту складається з більш грубих голок з підвищеним розорієнтуванням зерен. Збільшення в швах структури верхнього бейніту разом з другою грубоголчастою структурною складовою – феритом Відманшtedта – сприяє підвищенню показників міцності металу, але знижує його в'яз-

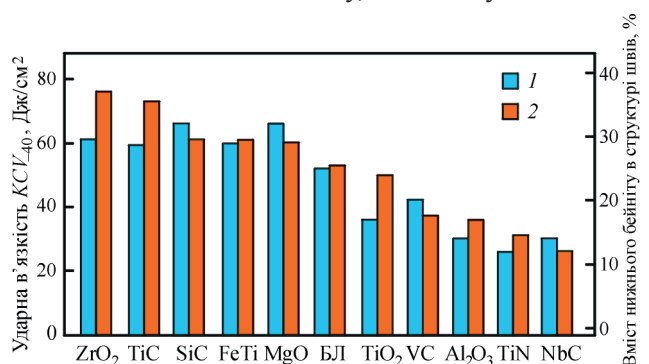


Рис. 6. Вміст нижнього бейніту в структурі (1) та ударна в'язкість (2) металу швів в залежності від складу інокулянту

кість. Характер впливу сумарного вмісту в структурі верхнього бейніту і фериту Відманшtedта на межі міцності металу швів показано на рис. 7.

Отримані результати показали, що зміна морфології дендритів на початкових етапах кристалізації при інокулюванні до зварювальної ванни дисперсних частинок тугоплавких сполук, яка була докладена в роботі [4], впливає на особливості формування вторинної мікроструктури і комплекс механічних властивостей металу швів.

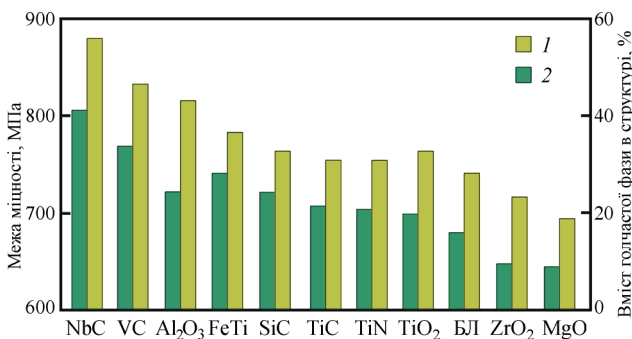


Рис. 7. Характер впливу вмісту грубоголачастих фаз (1) на межі міцності металу швів (2)

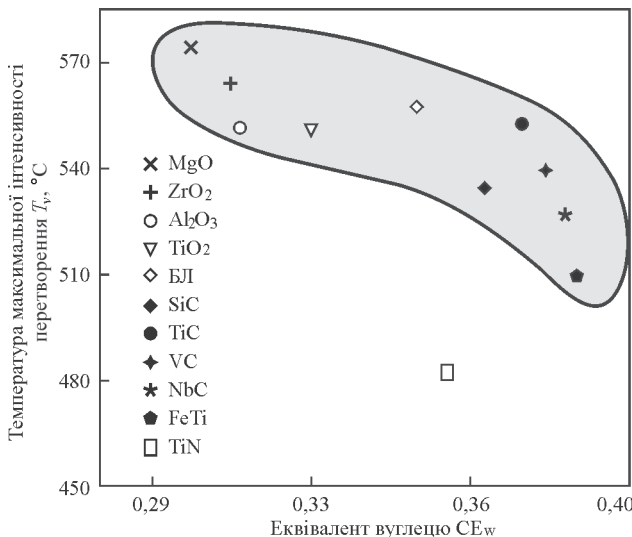


Рис. 8. Вплив хімічного складу металу швів  $CE_w$  на температуру перетворення  $T_v$

На підставі застосування запропонованого параметра перетворення  $T_v$  було встановлено вплив легування (вуглецевий еквівалент  $CE_w$ ) на температуру перетворення  $T_v$  (рис. 8).

Було встановлено, зі зниженням вуглецевого еквіваленту  $CE_w$  температура перетворення  $T_v$  підвищується нелінійно. Показано, що інокулювання до металу швів оксидів  $MgO$ ,  $ZrO_2$ ,  $TiO_2$  підвищує температуру  $T_v$ , тоді як введення карбідів  $TiC$ ,  $SiC$  та  $NbC$ , навпаки, знижує її. Різниця у температурах перетворення складає від 20 до 50 °C.

Показано, що показник температури  $T_v$  може бути застосовано для аналізу співвідношення структурних складових у металі швів ВМНЛ сталей, як це показано на рис. 9.

Було встановлено, що зниження температури  $T_v$  підвищує частку бейнітних голчастих структур. У найбільшій мірі на підвищення частки голчастих бейнітних структур впливають карбіди  $SiC$  та  $NbC$ , що супроводжується відповідним підвищенням міцності металу швів (табл. 4, рис. 6) та зниженням рівня ударної в'язкості металу швів (табл. 4, рис. 7 та 10).

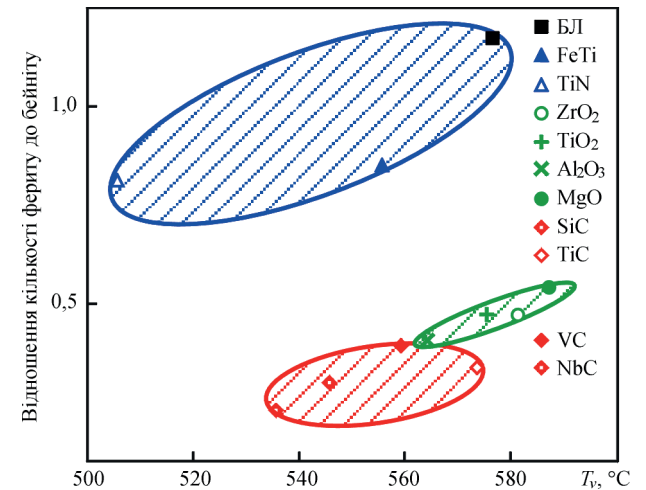


Рис. 9. Вплив температури перетворення  $T_v$  на співвідношення структурних (Ф/Б) складових

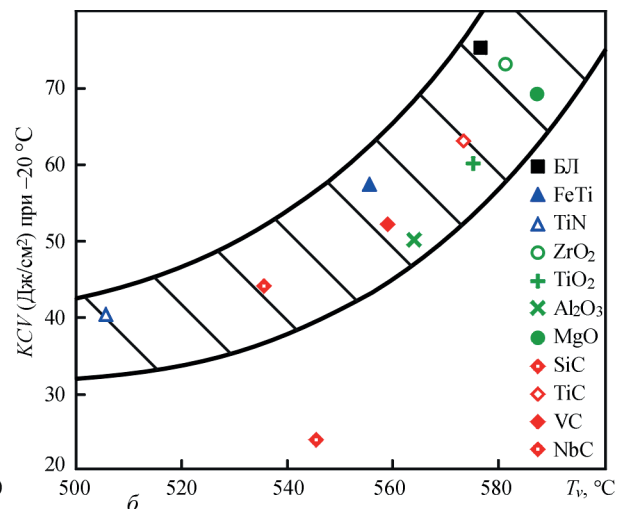
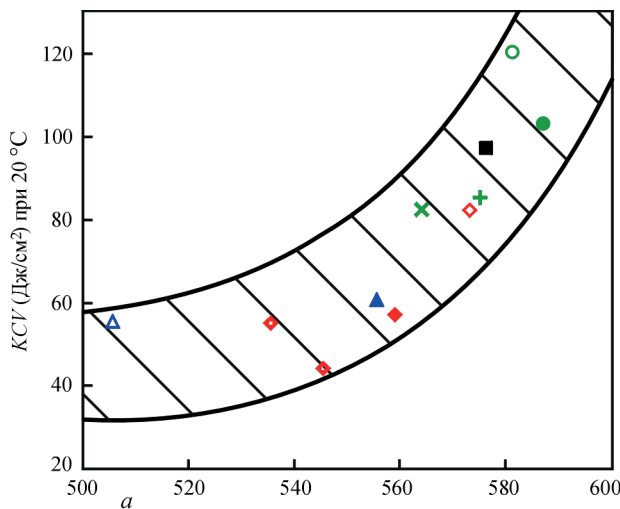


Рис. 10. Вплив температури перетворення  $T_v$  на в'язкість металу швів при різних температурах випробувань: а – 20; б – -20 °C

Аналіз отриманих результатів показав, що модифікування металу швів оксидними частинками ( $ZrO_2$ ,  $TiO_2$ ) є оптимальним з точки зору формування дрібногочастої структури нижнього бейніту, яка забезпечує високий комплекс механічних властивостей – поєднання високої міцності, пластичності та ударної в'язкості при низьких кліматичних температурах випробувань.

## Висновки

Виконано дослідження впливу зміни розмірів дендритів, яка відбувається при інокулюванні до зварювальної ванни дисперсних частинок тугоплавких сполук, на формування вторинної мікроструктури та механічні властивості металу зварних швів низьколегованих сталей, в результаті яких було встановлено:

1. Збільшення ширини дендритів супроводжується зростанням температури початку бейнітного перетворення.

2. Не зважаючи на підвищення температури початку бейнітного перетворення в металі швів з підвищеною шириною дендритів в процесі охолодження формується мікроструктура з високим вмістом нижнього бейніту. Це може свідчити про гальмування дифузії вуглецю із аустенітних зерен при  $\delta$ - $\gamma$ -перетворенні в металі швів інокульованих оксидами магнію і цирконію, а також карбідами кремнію і титану.

3. Зменшення ширини дендритів порівняно з варіантом базового легування супроводжується збільшенням вмісту в металі швів структурних складових грубогочастої морфології.

4. В залежності від співвідношення в мікроструктурі швів складових дрібногочастої та грубогочастої морфології змінюється рівень показників міцності та в'язкості металу.

5. Запропоновано використання показника температури перетворення  $T_v$  для опису впливу термодинамічних параметрів на формування структури металу зварних швів.

6. Інокулювання до зварювальної ванни дисперсних частинок тугоплавких сполук впливає на зміну розмірів дендритів первинної структури і, відповідно, на формування вторинної мікроструктури металу швів та їх механічні властивості.

## Список літератури/References

- Hideyuki, Y., Takahiro, H., Naoki, S. et al. (2019) Investigation using 4D-CT of massive-like transformation from the  $\delta$  to  $\gamma$  phase during and after  $\delta$ -solidification in carbon steels. *IOP conf. Series: Materials Science and Engineering*. doi:10.1088/1757-899X/529/1/012013. pp. 1–8.
- Phelan, D., Dippenaar, R. (2004) Instability of the Delta-ferrite/austenite Interface in Low Carbon Steels: The Influence of Delta-ferrite Recovery Sub-structures. *ISIJ International*, 44, 2, 414–421.
- Svensson, L.-E. (2000) *Control of microstructures and properties in steel arc welds*. CRC Press, Inc., Corporate Blvd.
- Головко В.В., Єрмоленко Д.Ю., Степанюк С.М. (2020) Вплив введення тугоплавких сполук до зварювальної ванни на дендритну структуру металу швів. *Автоматичне зварювання*, 6, 3–10.
- Holovko, V.V., Yermolenko, D.Yu., Stepanyuk, S.M. (2020) The influence of introducing refractory compounds into the weld pool on the weld metal dendritic structure. *The Paton Welding J.*, 6, 2-8.
- Селиванова О.В., Полухина О.Н., Хотинов В.А., Фарбер В.М. (2017) *Современные методы исследования полиморфных превращений в сталях*. Уч. пособие. Екатеринбург, Изд-во Уральского ун-та.
- Selivanova, O.V., Polukhina, O.N., Khotinov, V.A., Farber, V.M. (2017) *Modern methods of investigation of polymorphous transformations in steels*: Manual. Ekaterinburg, Izdvo Uralskogo Un-ta [in Russian].
- Теплухіна І.В., Голод В.М., Цветков А.С. (2018) Построение диаграмм распада переохлажденного аустенита в стали на основе численного анализа результатов дилатометрических испытаний. *Письма о материалах*, 8, 1, 37–41.
- Teplukhina, I.V., Golod, V.M., Tsvetkov, A.S. (2018) Plotting of overcooled austenite decomposition diagrams in steel on the base of numerical analysis of dilatometric testing results. *Pisma o Materialakh*, 8(1), 37–41 [in Russian].
- Motyčka, P., Kövér, M. (2012) Evaluation methods of dilatometer curves of phase transformations. *COMAT 2012: 2nd International Conf. on Recent Trends in Structural Materials*. 21–22.11. 2012, Plzeň, Czech Republic, EU.
- Новикова С.И. (1976) *Тепловое расширение твердых тел*. Москва, Наука.
- Novikova, S.I. (1976) *Heat expansion of solids*. Moscow, Nauka [in Russian].
- EN 1011-2. *Welding – Recommendations for welding of metallic materials. Part 2: Arc welding of ferritic steels*. British Standards Institution, March 2001 AMD A1 Dec. 2003.

## INFLUENCE OF INTRODUCTION OF REFRACTORY PARTICLES TO WELDING POOL ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELD METAL

V.V. Golovko, D.Yu. Yermolenko, S.M. Stepanyuk, V.V. Zhukov, V.A. Kostin

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The performed investigations of influence of changes of sizes of primary dendrites in the structure of weld metal on their secondary microstructure and mechanical properties were performed. It is shown that an increase in the width of dendrites is accompanied by an increase in the temperature of the beginning of bainite transformation, but the content of low-temperature bainite in the microstructure of welds increases. The possibility of effect of inoculation to welding pool with dispersed particles of refractory compounds on relationship between the content in the microstructure of welds of components with coarse-acicular and fine-acicular morphology and, accordingly, on mechanical properties of welds. 9 Ref., 4 Tabl., 10 Fig.

*Key words: welds, microstructure, dendrites, bainite transformation, inoculation, refractory compounds, mechanical properties*

Надійшла до редакції 30.04.2020