

ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ ШВІВ ВИСОКОМІЦНИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ НА ЇХ СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ

В.А. Костін, В.В. Жуков, О.М. Берднікова, В.В. Головка, О.С. Кушнар'ова

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

У роботі досліджено вплив модифікування дисперсними частинками різних сполук на структуру, неметалеві включення, їх розмір та розподіл, зміну температур фазових перетворень та механічні властивості металу швів зварних з'єднань високоміцних низьколегованих сталей. Показано, що використання температури максимальної інтенсивності фазового перетворення дозволило відокремити вплив оксидних, карбідних та сполук, що містять титан, на структуру та механічні властивості металу швів високоміцних низьколегованих сталей. Використання порошоків оксидів TiO_2 , ZrO_2 , MgO сприяє формуванню дисперсної структури голчастого фериту (від 30 до 90 %), який дозволяє отримати в металі зварних швів сприятливе поєднання високої міцності та ударної в'язкості, особливо при вкрай низьких температурах випробувань ($-40...-60$ °C). Бібліогр. 11, табл. 5, рис. 9.

Ключові слова: високоміцні низьколеговані сталі, діаграма розпаду аустеніту, фазові перетворення, критичні температури перетворення, автоматичне зварювання, метал шва, модифікування, мікроструктура, механічні властивості

В даний час у будівництві, транспортному машинобудуванні, суднобудуванні при виготовленні та ремонті інженерних зварних конструкцій підйомно-транспортних механізмів, великогабаритних інженерних споруд і каркасних конструкцій широко використовуються високоміцні низьколеговані сталі (ВМНЛ) з рівнем міцності 350...700 МПа і високим комплексом властивостей в'язкості та пластичності [1–3].

Постійно зростаючи вимоги до підвищення надійності та безпеки зварних конструкцій до рівня експлуатаційних навантажень, їх довговічності та економічності викликають необхідність використовувати нові ВМНЛ сталі. В даний час у зв'язку з розробкою і використанням в промисловості нових ВМНЛ сталей з рівнем міцності 600...700 і навіть 800 МПа виникла проблема зниження показників в'язкості металу швів зварних з'єднань при підвищенні показників міцності [4].

Вирішення цієї проблеми можливе шляхом переходу до використання в зварних конструкціях нових ВМНЛ сталей з феритно-бейнітною або бейнітно-мартенситною структурами з одного боку вимагає використання нових зварювальних матеріалів – дротів і флюсів, а з іншого – більш глибокого розуміння процесів структуроутворення, впливу кінетики фазових перетворень та особливостей формування дисперсних фаз на структуру і властивості зварних з'єднань ВМНЛ сталей.

Традиційно завдання підвищення міцності металу шва до рівня 90...95 % від рівня міцності основного металу вирішувалося шляхом вико-

ристання більш легованих зварювальних дротів, порошкових дротів складного хімічного складу або зміни режиму зварювання [5].

Разом з тим традиційні підходи до підвищення властивостей зварних з'єднань не завжди можуть бути застосовані через зниження пластичності, ударної в'язкості, опору крихкому руйнуванню та підвищення схильності металу швів та зони термічного впливу до утворення холодних тріщин [6]. Це пов'язано з тим, що ще не достатньо повно вивчено особливості структуроутворення, кінетику розвитку фазових перетворень, механізми впливу дисперсних екзогенних фаз на структуру та властивості зварних з'єднань ВМНЛ сталей.

Визначення температур фазових перетворень у ВМНЛ сталях та їх зварних з'єднань є достатньо складною задачею, що безпосередньо впливає на вибір режимів зварювання, термообробки і, як наслідок, на мікроструктуру та механічні властивості металу швів.

З огляду на сказане вище, мета роботи полягала у дослідженні впливу різного складу порошоків модифікаторів на процеси структуроутворення, температури фазових перетворень, їх розподіл в металі швів та визначенні впливу цих параметрів на механічні властивості металу швів ВМНЛ сталей.

Матеріали досліджень. В роботі представлено результати досліджень структурних перетворень металу зварних з'єднань ВМНЛ сталі 14ХГНДЦ, у метал шва якої вводили порошки модифікатори різних сполук – нітридів, карбідів і оксидів різних металів (TiC , TiN , SiC , VC , NbC , TiO_2 , Al_2O_3 , MgO , ZrO_2).

Костін В.А. – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, Жуков В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3358-8491>,
Берднікова О.М. – <https://orcid.org/0000-0001-9754-9478>, Головка В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-2117-0864>,
Кушнар'ова О.С. – <https://orcid.org/0000-0002-2125-1795>

© В.А. Костін, В.В. Жуков, О.М. Берднікова, В.В. Головка, О.С. Кушнар'ова, 2021

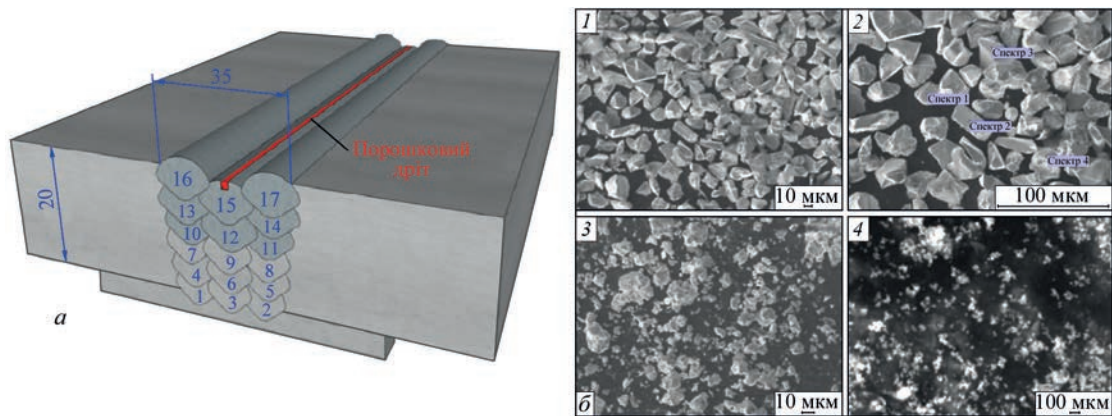


Рис. 1. Схема заповнення стику (а) та зовнішній вид порошків-модифікаторів (б): 1 – TiC; 2 – TiN; 3 – TiO₂; 4 – ZrO₂

Таблиця 1. Хімічний склад металу отриманих зварних з'єднань, мас. %

Тип	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Al	Ti	Nb	Zr
Без мод.	0,042	0,34	1,19	0,021	0,02	0,106	2,13	0,282	–	0,72	0,028	0,029	0,004	–
FeTi	0,049	0,298	1,39	0,023	0,015	0,15	2,26	0,25	<0,02	0,44	0,039	0,008	0,006	–
TiN	0,035	0,317	1,4	0,019	0,009	0,14	2,29	0,26	<0,02	0,56	0,036	0,011	<0,002	–
SiC	0,053	0,321	1,2	0,02	0,025	0,22	2,42	0,26	<0,02	0,45	0,025	0,004	0,003	0,002
TiC	0,046	0,34	1,39	0,021	0,019	0,13	1,7	0,24	<0,02	0,54	0,033	0,011	0,007	–
VC	0,052	0,227	1,21	0,022	0,021	0,14	2,03	0,25	0,07	0,51	0,027	0,004	0,004	–
NbC	0,049	0,253	1,19	0,021	0,02	0,13	2,25	0,27	<0,02	0,55	0,029	0,003	0,075	–
ZrO ₂	0,041	0,288	1,32	0,021	0,024	0,12	1,36	0,25	<0,02	0,37	0,029	0,004	0,004	0,06
TiO ₂	0,035	0,405	1,24	0,016	0,021	0,11	1,97	0,27	0,009	0,68	0,031	0,017	0,002	–
Al ₂ O ₃	0,023	0,424	1,4	0,017	0,023	0,11	2,15	0,29	0,007	0,77	0,032	0,015	0,002	–
MgO	0,031	0,227	1,11	0,025	0,024	0,14	1,85	0,29	–	0,6	0,023	0,03	–	–

Модифікування рідкого металу здійснювалося за допомогою зварювання, шляхом використання порошкових зварювальних дротів, в яких були закладені частки необхідного складу. Шви №№ 1–9 було не модифіковано. Тоді як шви №№ 10–18 було виконано модифікованими порошковими зварювальними дротами (рис. 1).

Особливістю використання запропонованої схеми зварювання для модифікування рідкого металу є необхідність захисту порошоків, що вводяться, від прямого впливу зварювальної дуги для запобігання їх повного розплавлення або випаровування. У зв'язку з цим використовувалася технологія введення порошкових зварювальних дротів у відносно «холодну» частину зварювальної ванни з температурою ванни близько 1600...1800 °С, яка була нижче температури плавлення більшості частинок.

Було виконано стикові зварні з'єднання листів сталі 14ХГНДЦ товщиною 20 мм на постійному струмі зворотної полярності. Зварювання виконувалось у середовищі захисних газів Ar+18% CO₂ з використанням порошкового дроту Св-08, діаметром 1,6 мм, КЗ –18 %. Загальний вміст модифікаторів TiC, TiN, SiC, VC, NbC, TiO₂, Al₂O₃, MgO, ZrO₂ складав 0,09 %. Зварювання проводили на постійному струмі зворотної полярності I = 240...250 А, напрузі U = 31...32 В,

швидкості зварювання 10...12 м/год, тепловкладенні 26...28 Дж/см. Хімічний склад та механічні властивості дослідних швів представлено в табл. 1 та табл. 2.

Характер структурних перетворень в метали швів, модифікованих порошками, вивчали методом імітації термодіформційних циклів зварювання з використанням комплексу Gleeble 3800 (DSI, США), що було оснащено швидкодіючим дилатометром [7]. Зразки нагрівалися у вакуумній камері до темпера-

Таблиця 2. Механічні властивості металу модифікованих зварних швів

Модифікатор	σ _b	σ _{0,2}	δ	ψ	KCV, Дж/см ² при T, °C			
	МПа				%	+20	0	-20
Без модифікування	693	605	14,5	48,4	97	87	75	53
FeTi	747	690	19	60	74	69	63	61
TiN	712	580	5,3	14,7	55	47	40	—
SiC	775	729	18	60	55	49	44	36
TiC	728	665	19	61	82	72	63	52
VC	780	706	14	56	57	55	52	–
NbC	594	594	3	5,75	44	35	24	–
ZrO ₂	645	556	21	60	116	96	98	82
TiO ₂	709	636	19	57	85	72	60	50
Al ₂ O ₃	728	621	18	54	82	58	50	36
MgO	644	586	19	60	103	–	69	60

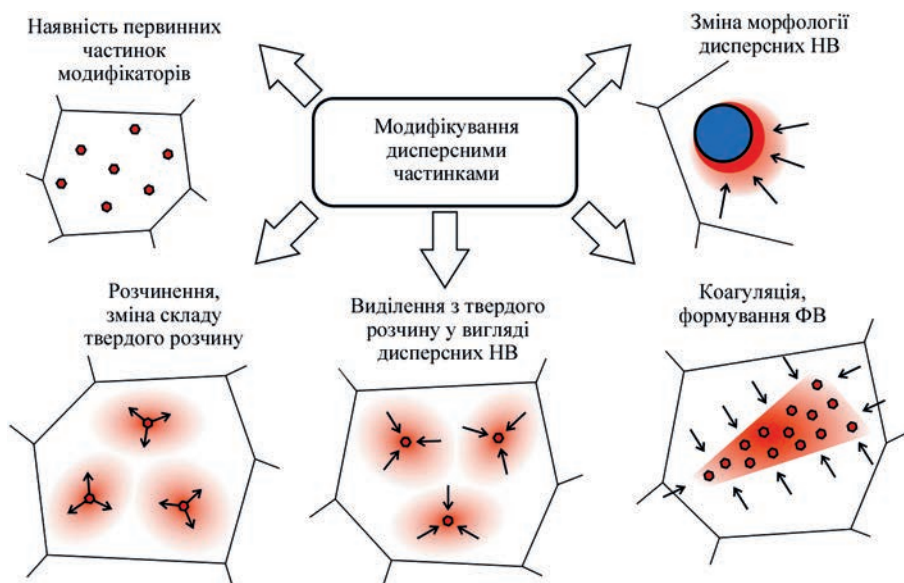


Рис. 2. Вплив модифікування металу зварного шва на характер перетворень дисперсних частинок

тури 1170 °С, а потім охолоджувалися за термічним циклом, характерним для автоматичного дугового зварювання під флюсом зі швидкостями 5; 10; 17; 30; 45 °С/с в інтервалі температур 600 ... 500 °С.

Мікроструктура швів досліджувалася за допомогою світлової (NEOPHOT 32), растрової (JSM 840 (JEOL, Японія), трансмісійної (JEM 200CX, Японія) та Оже-мікросондової (JAMP 9500F, Японія) електронної мікроскопії.

Результати досліджень. Процес впливу модифікування рідкого металу шва на підвищення його механічних властивостей є достатньо складним та неоднозначним. Введені у рідкометалеву ванну модифікатори можуть реагувати з домішками у металі та утворювати неметалеві включення. Модифікування може призводити до розпаду існуючих неметалевих включень та утворення нових, також атоми сполук модифікаторів можуть приєднатися до існуючих неметалевих включень, формуючи більш складні неметалеві включення. Також частинки модифікаторів можуть розчинятися і в результаті змінювати склад твердого розчину [8]. Вплив модифікаторів при кристалізації рідкого металу може впливати на первинну дендритну структуру металу шва, параметри та характер будови дендритної структури шва [9]. Але разом з тим сформовані внаслідок модифікування неметалеві включення можуть впливати на процеси вторинної кристалізації та структуроутворення в ході перетворення переохолодженого аустеніту[10].

Зміна хімічного складу металу шва та частинки тугоплавких сполук також будуть впливати на кінетику перетворення у твердому стані, температури перетворення, мікроструктуру, що формується. На мікроструктуру також буде впливати склад, розподіл та розмір модифікуючих та вторинних фаз [10, 11].

Введення порошкоподібного матеріалу в рідкометалеву ванну (рис. 2) може призводити до наступного: в металі шва можуть перебувати первинні частинки модифікатори; частинки можуть розчинятися, змінюючи склад твердого розчину; частинки можуть виділятися у вигляді дисперсних неметалевих включень; може відбуватися коагуляція і злипання частинок модифікаторів з подальшим утворенням протяжних фазових виділень; а також розчинені частинки можуть змінювати морфологію і склад вже існуючих у металі неметалевих включень.

Тобто хімічний склад та параметри частинок будуть впливати на температуру перетворення аустеніту і на структурно-фазовий склад, а також на механічні властивості металу. Цей взаємний вплив умовно представлено на рис. 3.

Неметалеві включення та фазові виділення можуть значно впливати на формування структурно-фазового складу металу, можуть бути центрами кристалізації та рекристалізації, що може енергетично облегшити формування тої чи іншої структурної складової, змінивши не тільки температурний діапазон перетворення, а і кінетику структурно-фазового перетворення, структурно-фазовий склад та механічні властивості металу.

Зміна кінетики перетворення аустеніту внаслідок модифікування може не змінювати температури початку та кінця перетворення, але буде впли-

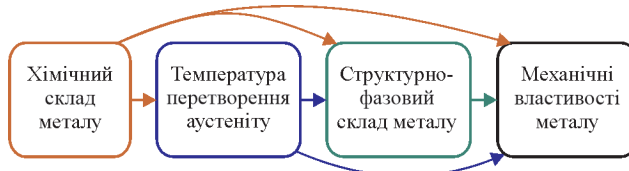


Рис. 3. Взаємний вплив хімічного складу, температури перетворення аустеніту, структурно-фазового складу на механічні властивості металу зварного шва

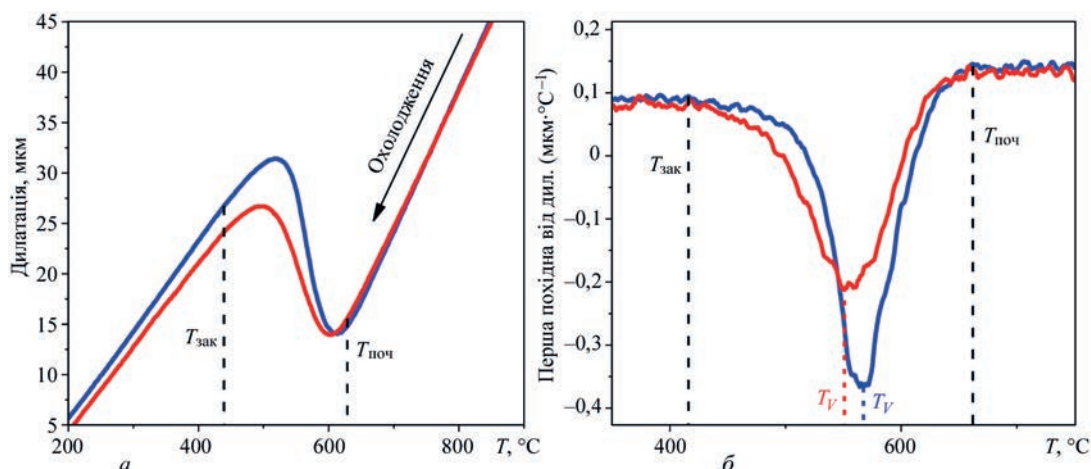


Рис. 4. Вплив модифікування на зміну кінетики фазового перетворення: *a* – дилатограма; *б* – перша похідна дилатації по температурі

вати на характер деформації металу, пов'язаний з перебудовою кристалічної решітки у ході перетворення, тобто зі «швидкістю» перетворення (рис. 4).

У зв'язку зі сказаним вище було досліджено вплив модифікування на мікроструктуру металу швів, склад та розподіл неметалевих включень, температури фазових перетворень.

Результати досліджень впливу модифікування дисперсними частинками металу зварного шва ВМНЛ сталі на формування вторинної кристалічної структури представлено на рис. 5.

Встановлено, що для всіх досліджених зразків металу швів зварних з'єднань спостерігається формування різних структурних складових, таких як бейніт верхній (B_v), бейніт нижній (B_n), ферит Відманштеттена (ФВ), голчастий ферит (ГФ), ферит по границям зерен (ЗГФ), ферит всередині зерна (ВЗФ),

мартенсит-аустеніт-карбідні виділення (МАК). Використовуючи методи кількісної металографії, було визначено об'ємну частку структурних складових, що формуються у модифікованих швах (табл. 3).

За допомогою методів електронної трансмісійної мікроскопії проведено аналіз тонкої структури на «просвіт», що формується у металі швів: субструктури, параметрів рейок, розподілу, розмірів та складу фазових виділень, зміни дислокаційної щільності металу модифікованих зварних з'єднань, а також для порівняння металу шва без модифікування (рис. 6, табл. 4).

Встановлено, що неметалеві включення на основі сполук титану утворюються всередині зерен металу шва з щільністю дислокацій $\rho = 10^{10} \dots 10^{11} \text{ см}^{-2}$ навколо включень, підвищують значення міцності металу і знижують трі-

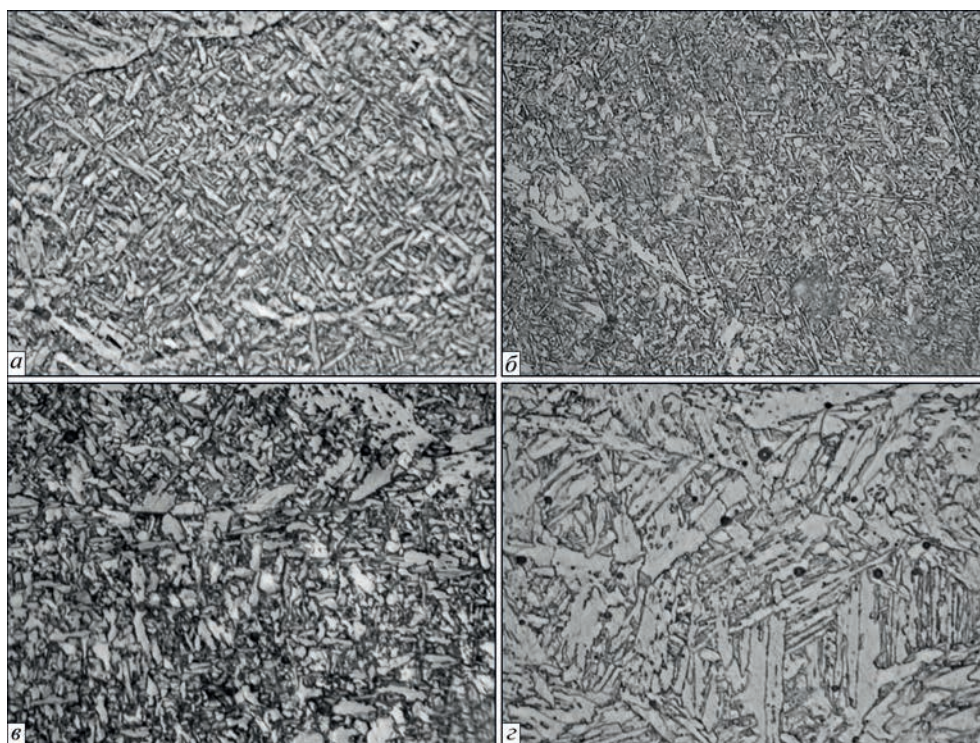


Рис. 5. Мікроструктура ($\times 1000$) металу швів, модифікованих порошками: *a* – TiC; *б* – TiN; *в* – TiO₂; *з* – ZrO₂

Таблиця 3. Структурний склад модифікованого металу зварних швів, %

Тип модифікатора	ГФ	ЗГФ	ВЗФ	ФВ	Б _в	Б _н	МАК	Ферит	Бейніт
–	27	18	8	9	14	24	–	35	65
FeTi	55	18	13	11	–	–	3	42	55
TiN	52	16	18	8	–	–	6	42	52
TiC	30	16	3	6	20	25	–	25	75
SiC	17	15	3	4	11	43	7	22	71
VC	11	9	-	18	47	12	3	27	70
NbC	9	7	-	11	43	9	21	18	61
ZrO ₂	31	16	9	7	11	26	–	32	68
Al ₂ O ₃	3	3	–	32	50	12	–	35	65
MgO	32	12	10	7	16	23	–	29	71
TiO ₂	60	12	20	–	–	8	–	32	68

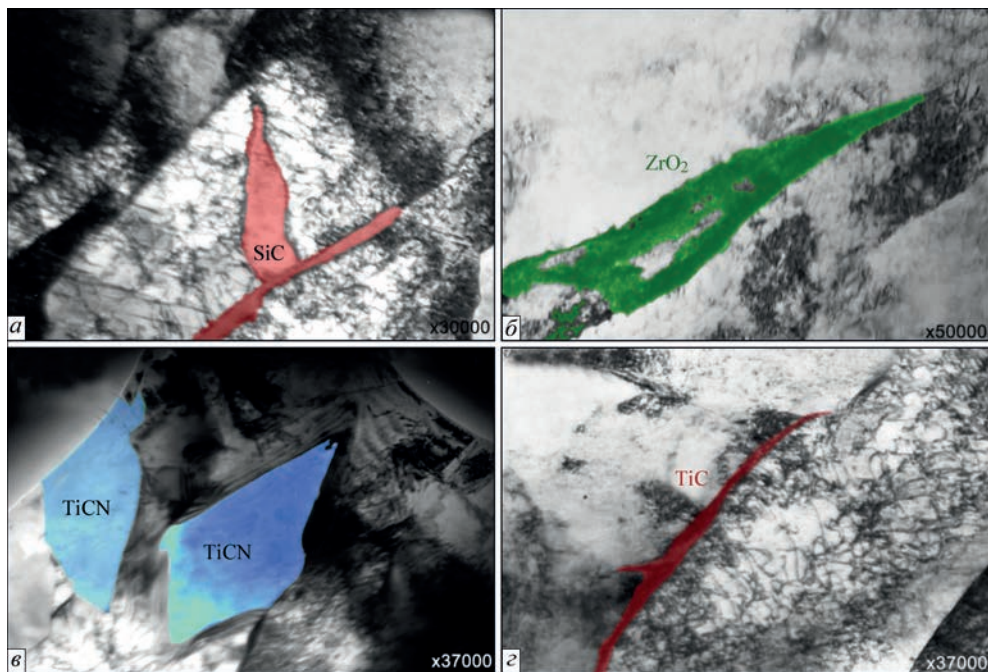


Рис. 6. Фазові виділення у металі швів, модифікованих: а – SiC; б – ZrO₂; в – TiN; г – TiC

Таблиця 4. Параметри тонкої структури металу модифікованих швів

Тип модифікатора	h_p , мкм	$d_{фр}$, мкм	D_q , мкм	λ_q , мкм	ρ , см ⁻²
Без модифікатора	0,5...1,7	0,4...1,5	0,01...0,05*	0,05...0,17*	(4...6) 10 ¹⁰
FeTi	0,7...2,3	0,4...1,6	0,03...0,05* 0,01...0,02**	0,06...0,15* 0,02...0,03*	(4...6) 10 ^{10*} (1...2) 10 ^{11**}
TiN	0,4...1,2	0,3...1,0	0,02...0,08* 0,03...0,05**	0,08...0,15* 0,03...0,1**	(4...6) 10 ^{10*} (2...3) 10 ^{11**}
SiC	0,7...1,5	0,4...0,8	0,03...0,1* 0,02...0,07**	0,03...0,15	(4...8) 10 ¹⁰
ZrO ₂	0,4...1,4	0,2...1,0	0,017...0,08	0,05...0,13	(6...8) 10 ¹⁰
TiC	0,5...1,5	0,2...1,2	0,013...0,07	0,04...0,1	(4...8) 10 ¹⁰

Примітка. * – в об'ємі зерна; ** – по границях зерен; h_p - ширина рейок; $d_{фр}$ - розмір фрагментів, D_q - розмір частинок фазових виділень та відстаней між ними (λ_q), ρ - щільність дислокацій

щиностійкість, а оксидні неметалеві включення утворюються поблизу границь зерен з щільністю дислокацій $\rho = 10^8 \dots 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Аналіз впливу модифікування на розподіл неметалевих включень у металі швів за розміром представлено на рис. 7, а.

Встановлено, що модифікування призводить до укрупнення неметалевих включень у металі звар-

ного шва. Частинок розміром до 0,3 мкм стає менше за рахунок зростання їх частки розміром більше 0,5 мкм. Це свідчить, що частинки модифікаторів після розчинення, окрім можливості формування окремих фазових виділень, схожих за складом зі складом модифікаторів, можуть коагулювати з дисперсними неметалевими включеннями (оксидного характеру), що присутні у металі зварного шва.

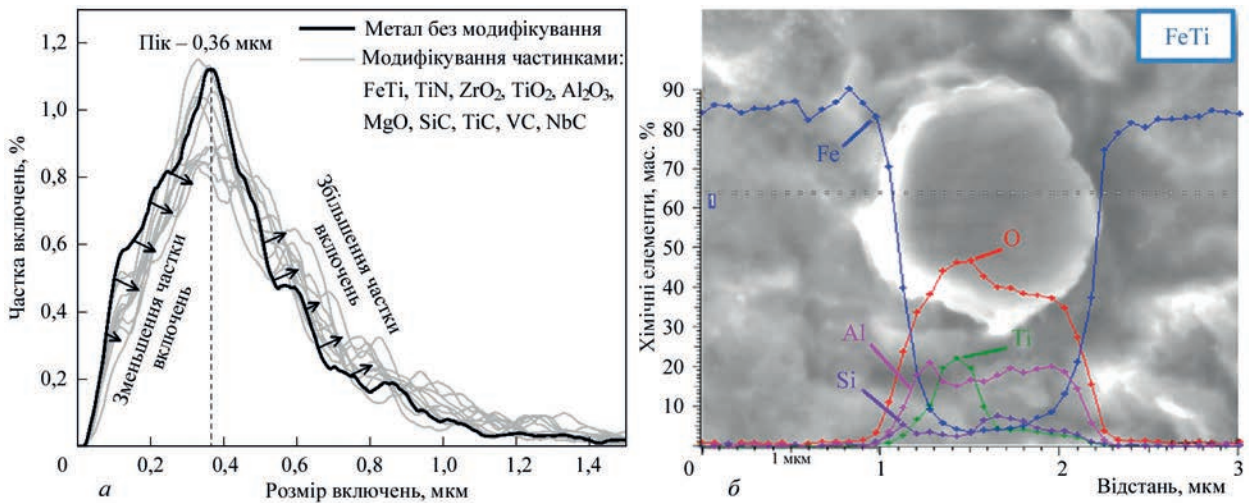


Рис. 7. Вплив модифікування на розподіл: а – включень за розміром; б – хімічних елементів у включенні у металі зварних швів

Визначення складу неметалевих включень проводили на мікросліфах і зламах зразків після випробувань (рис. 7, б). Ідентифікація складу неметалевих включень методом мікрорентгено-спектрального аналізу (РСМА) з застосуванням Оже-мікрозонду JAMP 9500F показала, що практично всі проаналізовані включення представляють композицію оксидів марганцю, кремнію, алюмінію, титану і сірки при різному співвідношенні компонентів.

Аналіз впливу модифікування на температурні параметри перетворення металу зварних швів ВМНЛ сталей приведено на рис. 8. Побудовано термокінетичні діаграми (ТКД) розпаду переохлодженого аустеніту, визначено критичні температури A_{c1} та A_{c3} , температури початку та закінчення

розпаду аустеніту, а також температуру максимальної інтенсивності перетворення T_V (табл. 5).

Встановлено, що модифікування частинками ZrO₂ та MgO призводить до деякого підвищення температур початку перетворення для швидкостей охолодження нижче 17 °C/c. Модифікування частинками TiC, SiC, NbC, TiO₂, Al₂O₃ та TiN призводить до зниження критичних температур перетворення (див. табл. 5). Модифікування карбідними модифікаторами та TiN призводить до виникнення вираженої мартенситної фази при дилатометричних та металографічних дослідженнях. Найбільший вміст мартенситу та найбільші значення мікротвердості металу отримані для зразків, що були модифіковані частинками TiN.

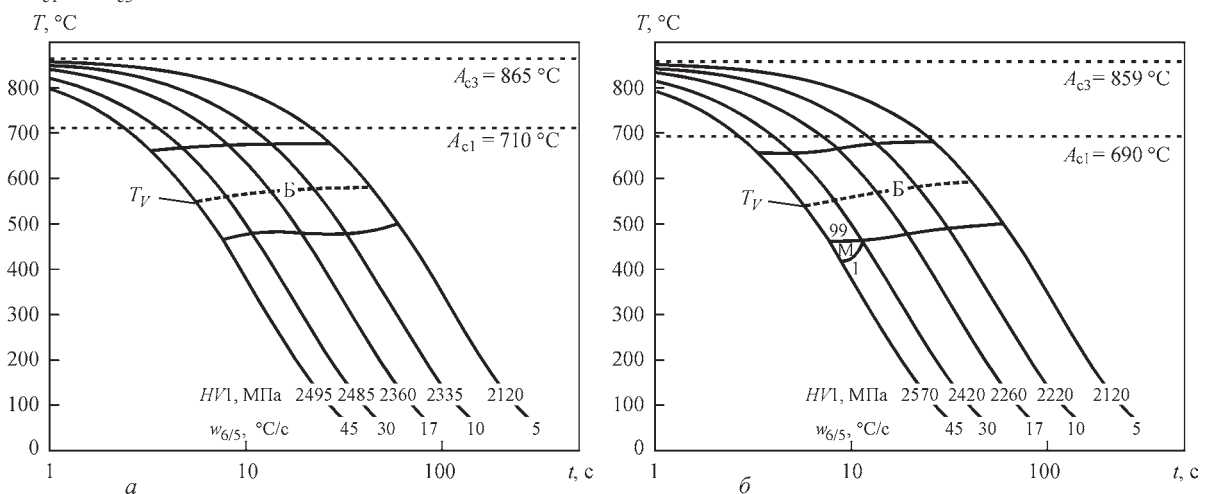


Рис. 8. ТКД метала шва: а – без модифікування; б – модифікування ZrO₂

Таблиця 5. Характерні температури перетворення модифікованих швів

$T, ^\circ\text{C}$	Тип модифікуючих частинки										
	Основа	FeTi	TiN	ZrO ₂	TiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	SiC	TiC	VC	NbC
Bs	677	654	600	678	652	651	684	647	653	645	647
Bf	470	472	422	492	478	466	486	440	476	460	458
T_V	576	573	505	579	575	564	587	535	573	559	545

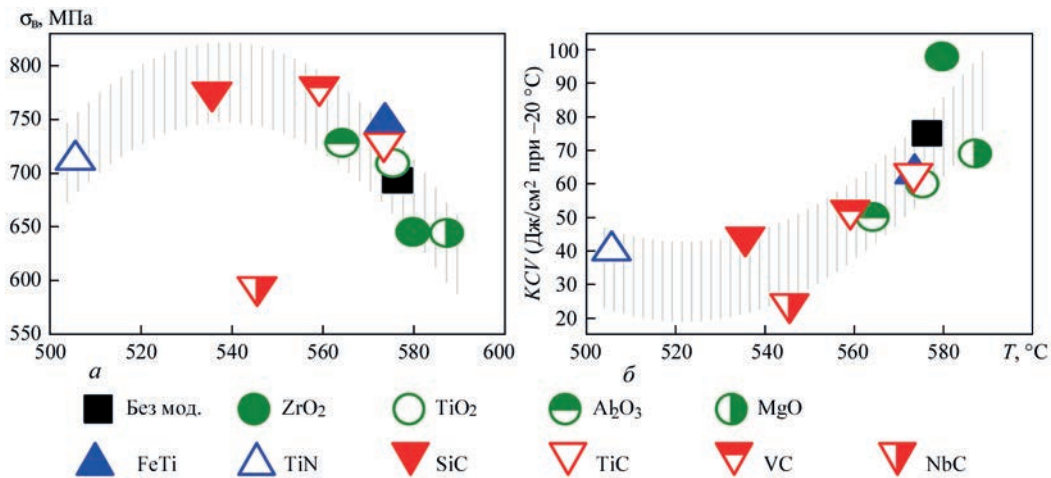


Рис. 9. Вплив температури максимальної інтенсивності перетворення T_v на структурно-фазовий склад та механічні властивості металу модифікованих швів: а – межу міцності; б – ударну в'язкість KCV_{-20}

Залежність температури перетворення від швидкості охолодження показує зниження температури перетворення для всіх досліджених зразків. Слід зазначити, що модифікування частинками ZrO_2 та MgO призводить до підвищення температури перетворення на 50...75 °С, і в цілому значення температур перетворення для оксидних модифікаторів MgO , ZrO_2 , TiO_2 , Al_2O_3 знаходяться вище, ніж для карбідних частинок SiC , VC , NbC . Найнижчі значення температури перетворення спостерігаються для зразка, модифікованого нітридом титану TiN .

Аналізуючи вплив модифікаторів на структуру і механічні властивості металу швів ВМНЛ сталей встановлено, що застосування порошків нітриду титану TiN призводить до підвищення частки внутрішньозеренного та полігонального фериту (до 50 %), що несприятливо позначається на величині ударної в'язкості металу швів вже при відносно високій температурі випробувань KCV_{-20} 40 Дж/см².

Використання порошків оксидів TiO_2 , ZrO_2 , MgO сприяє формуванню дисперсної структури голчастого фериту (від 30 до 90 %), який, як відомо, дозволяє отримати в металі зварних швів більш сприятливе поєднання високої міцності і ударної в'язкості, особливо при вкрай низьких температурах випробувань -40... -60 °С (рис. 9).

Аналіз отриманих результатів показує, що з підвищенням температури перетворення знижуються показники міцності (рис. 9, а), підвищуються значення ударної в'язкості (рис. 9, б) і пластичності металу модифікованих швів. Виняток становлять зразки, модифіковані карбідом ніобію NbC та нітридом титану TiN . Для обох зразків характерно зниження показників міцності та пластичності при відносно низькому значенні температури максимальної інтенсивності перетворення аустеніту.

Встановлено, що для металу модифікованих швів співвідношення структурних складових май-

же лінійно пов'язано з температурою максимальної інтенсивності перетворення T_v .

Вплив структурного складу на механічні властивості металу модифікованих швів показав, що при підвищенні співвідношення кількості феритної фази до кількості бейнітної спостерігається зниження характеристик міцності і підвищення характеристик пластичності металу швів. Відмінності у загальній залежності представляють зразки металу швів, модифікованих TiN та NbC , що може бути пояснено формуванням мартенситної фази внаслідок розчинення карбідоутворюючих елементів модифікаторів.

Отже встановлено, що серед параметрів, які найбільшою мірою впливають на механічні властивості металу модифікованих швів (хімічний склад, неметалеві та фазові включення, температура перетворення, структурно-фазовий склад та ін.) температура максимальної інтенсивності перетворення T_v є найбільш вагомим. Встановлено, що для зразків, модифікованих оксидними та карбідними частинками, існує чітка залежність, що зв'язує вказані параметри.

Карбідні модифікатори, розчиняючись в металі швів, змінюють склад твердого розчину і тим самим впливають на характер структуроутворення. Для швів, модифікованих оксидними та сполуками, що містять титан, модифікаторами, спостерігається деяке відхилення значень кінетичних параметрів перетворення, що підтверджує істотний вплив екзогенних неметалевих включень і фазових виділень та морфології ендогенних неметалевих включень на умови формування вторинної структури та механічні властивості зварних швів ВМНЛ сталей.

Висновки

1. Встановлено, що склад неметалевих включень (оксидні чи на основі сполук титану), характер їх розташування відносно границь зерен (по близу границі чи всередині зерна) та величина

градієнту щільності дислокації поблизу включення впливають на кінетику фазового перетворення та механічні властивості зварних швів ВМНЛ сталей.

2. Неметалеві включення на основі сполук титану утворюються всередині зерна металу з щільністю дислокацій $10^{10} \dots 10^{11} \text{ см}^{-2}$ навколо включень, підвищують значення міцності металу і знижують тріщиностійкість, а оксидні неметалеві включення утворюються поблизу границь зерен металу з щільністю дислокацій $10^8 \dots 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Застосування порошків нітриду титану TiN призводить до підвищення частки внутрішньозеренного та полігонального фериту (до 50 %), що несприятливо позначається на величині ударної в'язкості металу швів вже при відносно високій температурі випробувань KCV_{-20} 40 Дж/см².

Використання порошків оксидів TiO₂, ZrO₂, MgO сприяє формуванню дисперсної структури голчастого фериту (від 30 до 90 %), який дозволяє отримати в металі зварних швів сприятливе поєднання високої міцності і ударної в'язкості, особливо при вкрай низьких температурах випробувань (-40...-60 °C).

Список літератури/References

1. Григоренко Г.М., Костин В.А., Головко В.В., Жуков В.В. (2016) Влияние наночастиц модификаторов на кинетику превращения в металле сварных швов высокопрочных низколегированных сталей. *Доповіді Національної академії наук України*, 7, 70–77.
2. (2018) *Наука про матеріали, досягнення, перспективи*. Лобанов Л.М. (ред.). Київ, Академперіодика, Т.2. (2018) *Science about materials, achievements, prospects*. Ed. by L.M. Lobanov. Kyiv, Akadempriodyka, Vol. 2 [in Ukrainian].
3. Poznyakov, V.D. (2017) Welding technologies for production and repair of metal structures from high-strength steels. *Bulletin of the National Academy of Sciences of Ukraine*, 1, 65–73.
4. Rashid, M.S. (1980) High-strength, low-alloy steels. *Science*, 208, 862–869.
5. Rees, G.I., Bhadeshia, H.K.D.H. (1994) Thermodynamics of Acicular Ferrite Formation. *Materials Science and Technology*, 10, 5, 353–358.
6. Yang, J.R., Bhadeshia, H.K.D.H. (1986) Thermodynamics of the acicular ferrite transformation in weld metals. *Advances in welding science and technology. Proceedings of an International Conference on Trends in Welding Research, Gatlinburg, Tennessee, USA, May 18–22, 1986*. ASM International, Materials Park, Ohio.
7. Костин В.А., Григоренко Г.М., Жуков В.В., Филипчук Т.Н. (2011) Физическое моделирование структурных превращений в металле зоны термического влияния трубных сталей с ферритобейнитной структурой. *Зб. наук. праць Національного університету кораблебудування*, 3, 36–44.
8. Неймарк В.Е. (1977) *Модифицированный стальной слиток*. Москва, Металлургия.
9. Головко В.В., Єрмоленко Д.Ю., Степанюк С.М. та ін. (2020) Вплив введення тугоплавких часток до зварювальної ванни на структуру та властивості металу швів. *Автоматическая сварка*, 8, 9–15. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.08.01>
10. Holovko, V.V., Yermolenko, D.Yu., Stepanyuk, S.M. et al. (2020) Influence of introduction of refractory particles into welding pool on structure and properties of weld metal. *The Paton Welding J.*, 8, 8-14. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.08.01>
11. Bhadeshia, H.K.D.H. (2001) *Bainite in Steels – Transformation, Microstructure and Properties (Second Edition)*. London, Institute of Materials Communication Ltd.
12. Berdnikova, O., Hryhorenko, G., Holovko V. (2019) *Features of Bainite Structure in the Low-Alloy Steel Weld Metal with Dispersed Inoculants Modification*, 2019. Sumu, SumDU, pp. 291–294.

EFFECT OF MODIFICATION OF WELD METAL OF HIGH-STRENGTH LOW-ALLOY STEELS ON THEIR STRUCTURE AND PROPERTIES

V.A. Kostin, V.V. Zhukov, O.M. Berdnikova, V.V. Golovko, O.S. Kushnaryova

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 work studies the influence of modification of different compounds by dispersed particles on the structure, non-metallic inclusions, their size and distribution, change of phase transformation temperatures and mechanical properties of weld metal joints of high-strength low-alloy steels. It is shown that the use of the temperature of the maximum intensity of phase transformation allowed separating the influence of oxide, carbide and titanium-containing compounds on the structure and mechanical properties of the weld metal of high-strength low-alloy steels. The use of powders of TiO₂, ZrO₂ and MgO oxides promotes the formation of a dispersed structure of acicular ferrite (from 30 to 90%), which allows obtaining a favorable combination of high strength and toughness, especially at extremely low test temperatures (-40...-60 °C) in the weld metal. 11 Ref., 5 Tabl., 9 Fig.

Keywords: high-strength low-alloy steels, austenite decay diagram, phase transformations, critical transformation temperatures, automatic welding, weld metal, modification, microstructure, mechanical properties

Надійшла до редакції 09.04.2021

ПРИЛАДИ ТА ТЕХНОЛОГІЇ НЕРУЙНІВНОГО КОНТРОЛЮ ЗВАРНИХ ШВІВ

АСОЦІАЦІЯ «ОКО»



WWW.NDT.COM.UA