

УДК 621.791

**В.Д. Кузнецов, І.В. Смирнов, Д.В. Степанов, К.П. Шаповалов**  
**ВЛИВ МОДИФІКУВАННЯ НАНОЧАСТИНКАМИ ОКСИДІВ НА**  
**СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЗВАРНИХ ШВІВ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ**

*Встановлено, що залежно від кількості та складу наноксидів в металі зварних швів формується різний тип мікроструктури від феритної до бейнітної. Введення у зварювальну ванну наночастинок оксиду алюмінію в об'ємній частці 0,5–1% забезпечує максимальну кількість бейніту і підвищує твердість металу шва.*

*Ключові слова: зварний шов, зварювальна ванна, наночастинки, мікроструктура.*

*Табл. 3. Рис. 5 Літ. 17.*

**В.Д. Кузнецов, И.В. Смирнов, Д.В. Степанов, К.П. Шаповалов**  
**ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦАМИ ОКСИДОВ НА**  
**СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СВАРНЫХ ШВОВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

*Установлено, что в зависимости от количества и состава наноксидов в металле сварных швов формируется различный тип микроструктуры от ферритной до бейнитной. Введение в сварочную ванну наночастиц оксида алюминия в объемной доле 0,5–1% обеспечивает максимальное количество бейнита и повышает твердость металла шва.*

*Ключевые слова: сварочный шов, сварочная ванна, наночастицы, микроструктура.*

**V. Kuznetsov, I. Smirnov, D. Stepanov, K. Shapovalov**  
**EFFECT OF THE MODIFICATION BY THE OXIDE NANOPARTICLES OF THE**  
**STRUCTURE LOW-ALLOY STEEL WELDS**

*It is shown that the different type of microstructure appears in the welds that depends on the quantity and content of nonmetallic nano additives that changes the structure from of acicular ferrite to bainite. Implementation into the welding molten pool of aluminum oxide nanoparticles in a volume fraction of 0.5-1% maximizes appearance the structure of bainite and increases the hardness of the weld metal.*

*Keywords: weld, weld pool, nanoparticles, microstructure.*

**Постановка проблеми.** Фізико-механічні та функціональні характеристики виробів зварювальних виробництв в основному визначаються станом структури металу шва. Процеси керування кристалічною будовою шляхом зміни тільки теплофізичних параметрів кристалізації не забезпечують отримання необхідної структури зварних швів, особливо низьколегованих високоміцних сталей, які працюють в екстремальних геолого-кліматичних умовах [7]. Покращення структури й властивостей зварних з'єднань шляхом ускладнення їх складу пов'язане з додатковими витратами гостродефіцитних легуючих елементів, і часто не супроводжуються суттєвим збільшенням службових характеристик зварних виробів через збільшення структурної та хімічної неоднорідності металу шва.

Подальший прогрес у рішенні цього завдання може бути досягнутий шляхом використання нових підходів щодо розробки і застосування перспективних методів зміцнення, які використовують ефекти впливу основних зміцнювальних факторів, таких як розміри зерна, морфологія, дисперсність і об'ємна частка вторинних фаз, щільність та розподіл неметалевих включень. Дослідженнями останніх років встановлено, що одним з основних структурних елементів, які формують будову залізвуглецевих сплавів є нанорозмірні утворення.

**Аналіз останніх досліджень і публікацій.** У ряді робіт [10,5,15] автори намагалися експериментально встановити вплив розміру включень на гетерогенне зародження структури голчатого фериту (ГФ), здатної забезпечити сполучення міцнісних характеристик металу швів з високим рівнем в'язкості. Велика увага цьому питанню приділена в роботах [10, 5], де було встановлено, що утворення розміром 0,3–0,8 мкм мають високий потенціал зародження нової фази. У роботі [12] було показано, що вміст ГФ змінюється пропорційно щільності розподілу включень розміром менш 2 мкм. Автори роботи [14] прийшли до висновку, що об'ємна частка включень є більше ефективним фактором у порівнянні з їхнім типом або розподілом по розмірах. У роботі [16] був зроблений висновок, що в металі швів з підвищеним вмістом титану й бору утворення оксидів і нітридів титану сприяє зародженню ГФ. В [6] повідомляється, що виділення MnS і TiN на вже існуючих включеннях Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> слугують також центрами зародження ГФ. Цікаві дані наводяться в роботі [17] про те, що вкраплення Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> є інертними в сталях, які не містять марганець і досить активними в сталях легованих марганцем. Утворення ГФ в останньому випадку пояснюється формуванням частинок (Ti, Mn)<sub>2</sub>O<sub>3</sub> і наявністю ділянок збіднених марганцем в результаті абсорбції атомів марганцю з навколишньої матриці.

Таким чином, для формування високов'язкої мікроструктури зварних швів необхідно забезпечити утворення в металі включень прогнозованих за об'ємною часткою, складом і розмірами [3].

Важливим технологічним аспектом є введення наночастинок у зварювальну ванну. У зварювальних процесах температура в зоні дії джерела тепла перевищує температуру плавлення багатьох тугоплавких нанодисперсних сполук, що викликає їх дисоціацію і подальше розчинення продуктів в розплав зварювальної ванни.

На даний час відомі декілька схем введення наноконпонентів у зварювальну ванну. В роботі [11] розглянуті способи введення невеликої (до 0,2 мас.%) кількості нанорозмірних частинок карбідів вольфраму в метал, наплавлений з використанням електродугового і електрошлакового процесів. Відмічається, що подрібнення структурних складових наплавленого металу може бути досягнуте введенням частинок тугоплавких з'єднань в зварювальні матеріали або безпосередньо в зварювальну ванну [2].

У роботі [13] досліджувався вплив домішок нанодисперсного порошку карбиду вольфраму, який з'єднували з транспортувальним макропорошком нікелю в планетарному млині. Нікелькарбідні гранули, які містили близько 30 мас.% нанокарбідів додавали в порошок дріт, а також з калій-натрієвим рідким склом наносили на поверхню зварювальних електродів. Процеси дугового наплавлення здійснювали з подачею порошкового дроту і електродів з покриттям в низькотемпературну частину зварювальної ванни, а також електрошлаковим наплавленням з використанням флюсу АНФ-6. В результаті зроблено висновок, що найбільш ефективним способом введення нанодисперсних карбідів вольфраму в розплав зварювальної ванни є розміщення карбідів в тонкому поверхневому шарі покриття зварювальних електродів. В процесі зварювання нанодисперсні карбіди вольфраму, минувши високотемпературну (до 8000°C) реакційну зону і не розчиняючись в розплав зварювальної ванни, переходять в наплавлений метал, що приводить до його модифікування.

У роботі [4] наведено аналіз і розглянуто методи використання наночастинок в процесі модифікування зварних з'єднань великогабаритних конструкцій, виконаних автоматичним зварюванням під шаром флюсу. Запропонована модель модифікуючого наноконплексу, до складу якого входять нанодисперсні порошкові добавки тугоплавких сполук. Досліджені методи отримання модифікуючих наноконплексів на установках механічного змішування (циліндричний змішувач, планетарний млин).

У зв'язку з цим нові можливості в отриманні дрібнозернистої структури шва відкриває застосування в процесі модифікування нанопорошків тугоплавких з'єднань, що мають унікальні фізико-хімічні властивості. Унікальність фізико-хімічних властивостей пов'язана з тим, що в частинках нанопорошку кількість атомів на поверхні сумірно з їх кількістю в об'ємі, в результаті різко зростає вклад поверхневої енергії в загальний енергетичний баланс. При цьому спостерігаються якісно нові ефекти, що описуються законами квантової механіки, а також стає можливим протікання таких реакцій між наночастинками, які не можуть йти між частками, що знаходяться в масивному стані [8].

**Метою дослідження** є визначення впливу введених наночастинок оксидів на формування мікроструктури та властивостей зварних швів при зварюванні низьколегованих високоміцних сталей.

Для проведення досліджень використовували низьколеговану високоміцну сталь 10Г2ФБЮ, яка має підвищену структурну неоднорідність, що обумовлює зниження показників фізико-механічних та службових характеристик зварних з'єднань нижче технічного рівня, потенційно закладеного їх хімічним складом. Як наноконпоненти застосовували порошки оксиду  $Al_2O_3$  (Рис. 1) та комплексного оксиду системи  $Al_2O_3-ZrO_2-YO_2$  отриманими за кріохімічною технологією. Наноконпоненти вводилися в зварювальну ванну у вигляді порошків, що містили частинки нанооксидів в кількості 0,5, 2,5 та 4,5 % об'ємних часток, решта чисте залізо.

Для зварювання застосовували апарат АДФ 302, до якого пристосовували пальник від напівавтомата КП 004УЗ. Зварювання проводили в суміші газів 72%  $Ar$  + 28%  $CO_2$  на режимах: струм зварювання  $I = 170-180A$ , напруга дуги  $U = 25-27B$ , швидкість зварювання  $V = 12,5$  м/год, витрати газу 8-9 л/год, виліт зварювального дроту 15 мм.

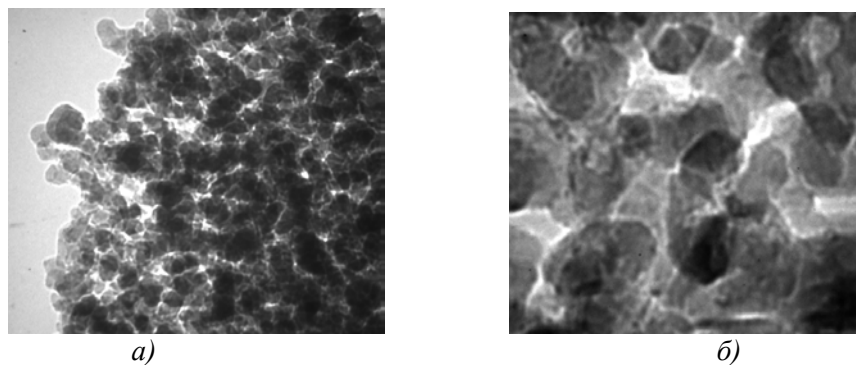


Рис. 1. Загальний вигляд нанопорошку  $Al_2O_3$ : а)  $\times 8000$ ; б)  $\times 15000$ .

Для зварювання використовували спеціальний порошковий дріт 10ХГН2СМФТЮ, діаметром 1,2 мм. Базова система легування даного дроту (Mo, Ni, Cr) сприяє підвищенню стійкості аустеніту і розширенню температурного інтервалу формування бейніту. Хімічний склад наплавленого металу (табл. 1), свідчить, що у вихідній структурі металу шва змін основних легуючих елементів суттєво не відбувається.

Таблиця 1. Хімічний склад наплавленого металу

Елементи	C	Cr	Mn	Ni	Si	Mo	V	Ti	Al	P	S
Вміст, %	0,08	0,3	1,6	2,1	0,45	0,43	0,04	0,06	0,009	0,02	0,015

Для поетапного вирішення поставлених завдань були проаналізовані можливі методи введення нанодисперсних тугоплавких порошкових домішок в зону зварювання, з врахуванням того факту, що нанодисперсні порошки мають комплекс особливостей фізико-хімічних властивостей:

- низьке змочування рідким металом, що особливо важливо для виконання ролі центрів кристалізації;
- високу хімічну активність і пірофорність;
- початок процесів окислення при порівняно низьких температурах, що може привести до деактивації нанодисперсних частинок при знаходженні у високотемпературній зоні зварювальної ванни.

Перераховані особливості нанопорошків ускладнюють їх використання як модифікаторів у вільному виді. Для збереження модифікуючої активності наночастинки необхідно прикріпити її до макрочастинки (мікрохолодильника), тобто створити комбінацію наночастинки + макрочастинка.

Одним із способів рішення цієї задачі може бути використання механохімічної обробки порошкової суміші макро- і наночастинок в спеціальних високоенергонапружених планетарних млинах. Механічна енергія, що передається порошку при такій обробці, витрачається на збільшення кінетичної енергії атомів, на електронне збудження і іонізацію хімічних зв'язків, на розриви зв'язків, на процеси масопереносу і таким чином, проявляється у вигляді тепла, утворення нових поверхонь і дефектів кристалічної структури [1]. Усі ці ефекти, сприятимуть утворенню міцних хімічних зв'язків між макро- і наночастинкою.

Введення сполук у зварювальну ванну проводили за технологічною схемою, яка передбачала укладку порошоків у попередньо підготовлений паз. В цьому випадку досліджувані наноконпоненти не піддавались впливу зварювальної дуги. В результаті чого, вирішується завдання з введення нанопорошків в зону зварювання.

**Основні результати дослідження.** Властивості низько вуглецевих сталей залежать від багатьох чинників, в першу чергу від об'ємної долі, дисперсності і морфології основних фаз: фериту, бейніту і мартенситу. Певну роль у формуванні властивостей відіграють також такі структурні складові, як перліт, мартенсито - аустенитна (МА) - складова, залишковий аустеніт, а також частинки карбідів (карбонітридів).

За наявності феритно-бейнітної структури в низько вуглецевих сталях різного комплексного легування характер зміни міцнісних властивостей визначається, в основному, об'ємною долею бейніту. Незалежно від морфологічних особливостей бейніту, залежність границі текучості і міцності від його об'ємної долі близька до лінійної [9].

Для забезпечення відповідної в'язкості зварних швів, бейнітна складова в мікроструктурі повинна бути представлена переважно морфологічною формою нижнього бейніту.

Результати експериментів показали, що у вихідних умовах, без введення наноксидів, у металі шва формується структура, основними складовими якої є виділення полігонального фериту, голчастого та пластинчастого з упорядкованими і неупорядкованими фазами. Особливістю такої структури є наявність крупних грубопластинчастих утворень переважно голчастого фериту по границях зерен (рис. 2, а). Мікротвердість складових змінюється відповідно від 145 до 187 МПа.

Додавання в присадковій стержні нанопорошку  $Al_2O_3$  в кількості 4,5% об'ємних часток приводить до зміни мікроструктури металу шва. На границях зерен залишаються виділення голчастого фериту, але більш подрібнених за розміром. Іншими складовими є ферит з упорядкованими другими фазами та внутризеренний ферит. Структура стає більш подрібненою порівняно з вихідною (рис. 2, б). Мікротвердість складових змінюється відповідно від 188 до 236 МПа.

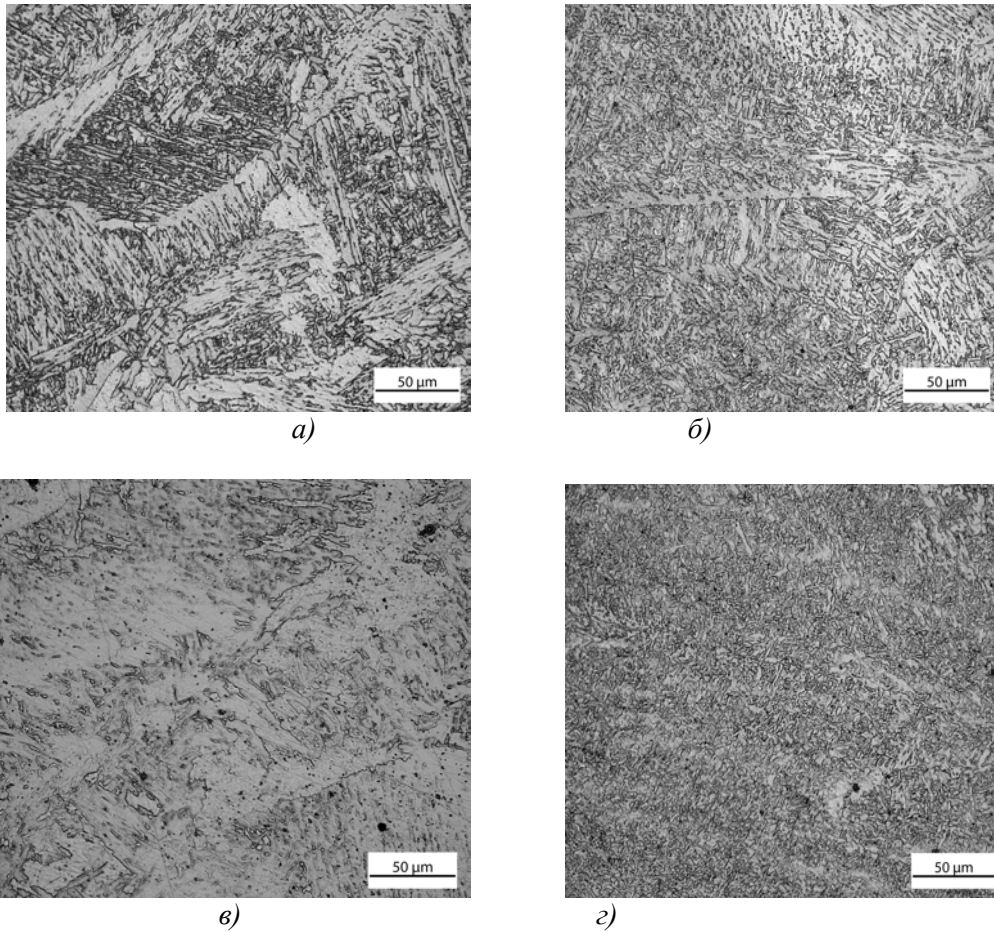


Рис. 2. Мікроструктура вихідного шва (а) і з додаванням нанопорошку  $Al_2O_3$  в кількості 4,5% – (б); 2,5% – (в); 0,5% – (г)

Мікроструктура металу шва з додаванням нанопорошку  $Al_2O_3$  в кількості 2,5% об'ємних часток переважно має структуру голчастого фериту та фериту з упорядкованими та неупорядкованими другими фазами (рис. 2, в). Мікротвердість складових практично не змінюється і становить 180-189 МПа.

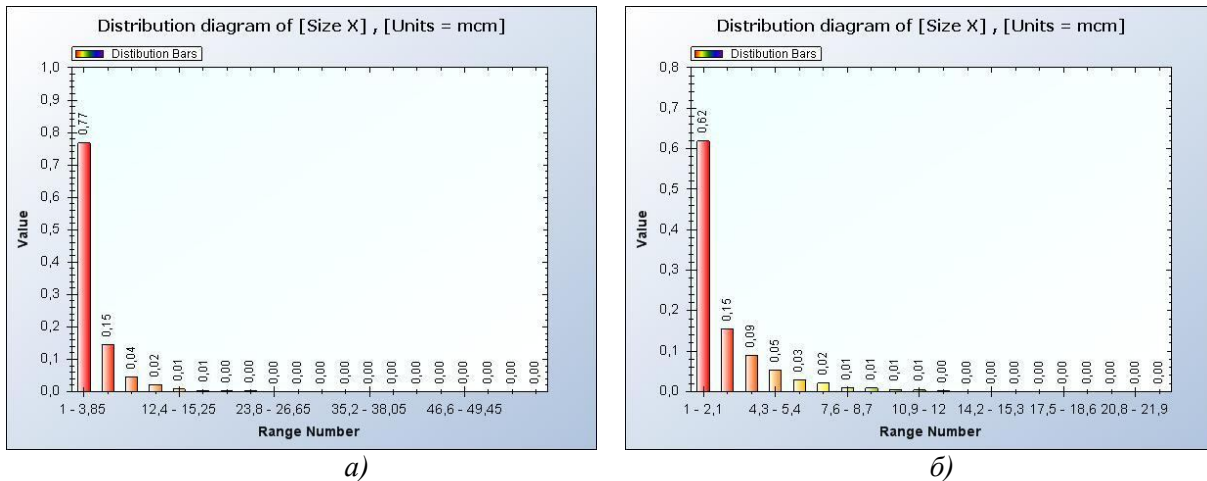
Мікроструктура металу шва з додаванням нанопорошку  $Al_2O_3$  в кількості 0,5% об'ємних часток має подрібнену дисперсну структуру, що переважно складається з верхнього бейніту, частково нижнього та голчастого фериту (рис. 2, г). Мікротвердість складових становить 264–304 МПа.

При введенні комбінованого нанопорошку, що складається з комплексного оксиду алюмінію, цирконію та ітрію у відповідній кількості формується дисперсна структура голчастого фериту та фериту з неупорядкованими другими фазами. Мікротвердість складових змінюється відповідно від 189 до 202 МПа.

Таким чином, аналіз мікроструктури вказує на суттєвий вплив наноксидів, як на характер виділення фаз, їх склад, так і розміри. Зміна форм і розмірів фазових складових підтверджується даними кількісного металографічного аналізу.

В результаті кількісного металографічного аналізу мікроструктур зварних швів визначали розподіл фазових складових за розміром, а також за параметром «фактора форми», який характеризує ступінь наближеності структурних складових до правильної сферичної форми і визначається, як  $N = d_1/d_2$ , де  $d_1$  і  $d_2$  – взаємно перпендикулярні розміри зерна.

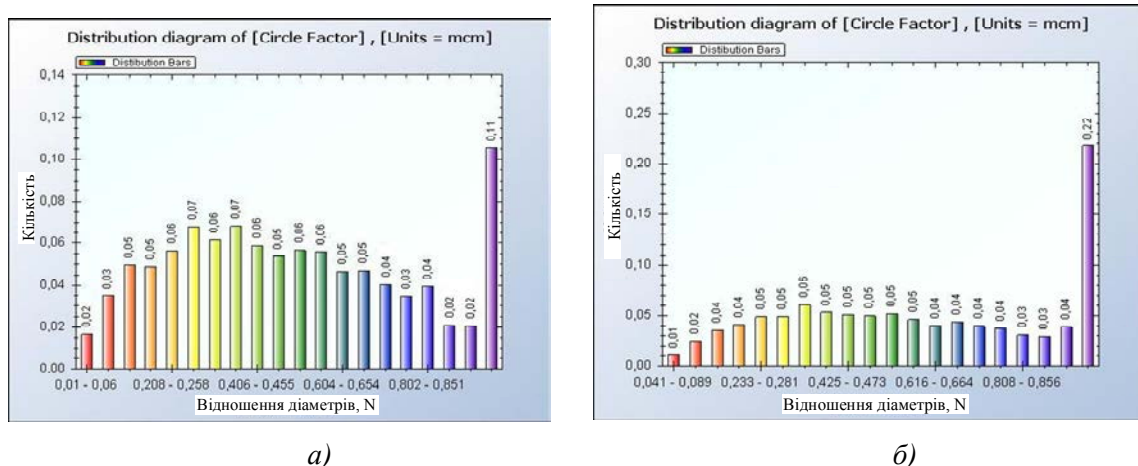
Геометричні виміри фазових складових зварних швів проводили за електронними знімками мікроструктури, які отримали на растровому електронному мікроскопі РЕМ 10бі, використовуючи комп'ютерну програму обробки зображень ImageLab 1.0. Результати програмної обробки мікроструктури зварних швів до і після введення в зварювальну ванну частинок нанопорошку  $Al_2O_3$  представлені на рис. 3.



**Рис. 3. Розподіл фазових складових в зварному шві за розміром: а) у вихідному стані (без додавання нанопорошку); б) з додаванням нанопорошку  $Al_2O_3$  в кількості 0,5% об'ємних частин**

З аналізу рис. 3,а слідує, що значна кількість фазових складових на рівні 77% має характерний розмір в діапазоні 1–3,85 мкм, 15% фазових складових мають розмір в діапазоні 4–6 мкм. Є також наявність незначної кількості (менш 1%) крупних фаз з розміром 12,4–15,25 мкм.

Результати представлені на рис. 3,б свідчать, про загальне зменшення розмірів фазових складових в наслідок введення наночастинок порошку  $Al_2O_3$ . Так, кількість фазових складових з розміром 1–2,1 мкм займає 62%, а 15% складають фази з розміром в діапазоні 2–3 мкм; 9% мають фазові складові з розміром 3–4 мкм; 5% — 4,3–5,4 мкм; 3% — 5–6 мкм; 2% — 6–7 мкм; менше 1% займають фазові складові з розміром більше 7,6 мкм.



**Рис. 4. Розподіл фазових складових в зварному шві за «фактором форми» а) без додавання присадки; б) з додаванням присадки, що містить частинки нанопорошку  $Al_2O_3$  в кількості 0,5 % об'ємних одиниць**

На рис. 4 представлені результати програмної обробки мікроструктури зварних швів за параметром «фактора форми». З наведених даних (рис. 4,а) видно, що в зварному шві без додавання наночастинок кількість фазових складових, форма яких наближається до кола ( $N \approx 1$ ) відповідає 11%. При цьому фазові складові, що мають найбільший фактор круглості  $N=0,3-0,4$  займають 7%. Після введення в зварювальну ванну частинок нанопорошку  $Al_2O_3$  кількість фазових складових, які мають  $N \approx 1$ , збільшується до 22%, тобто в 2 рази. При цьому кількість фазових складових, що мають фактор форми  $N=0,3-0,4$  зменшується до 6%.

З аналізу отриманих результатів (рис. 3, 4) можна зробити висновок, що введення в зварювальну ванну частинок нанопорошку  $Al_2O_3$  в кількості 0,5% приводить до отримання дрібнозернистої мікроструктури з більш округлою формою фазових складових, серед яких відповідно до мікроструктури найбільшу частку займає верхній бейніт. Утворення даної структури сприяє підвищенню фізико-механічних властивостей зварних швів, що в свою чергу повністю корелює з даними вимірювання твердості (табл. 3).

Таким чином, результати впливу наноксидів на формування структури зварних швів свідчать про значні зміни форми і розмірів структурних складових. З результатів металографічних досліджень видно, що вплив неметалевих включень на мікроструктури швів залежить не тільки від їх хімічного складу, але також від їх розмірів і щільності розподілу в металевій матриці.

Відомо, що енергетичний бар'єр гетерогенного зародження фериту на включеннях значно знижується зі збільшенням діаметра включення в діапазоні від 0 до 1 мкм. Це пов'язане зі збільшенням поверхні частинок. Іншою важливою характеристикою, що визначає можливість одержання дрібнозернистої мікроструктури з високою часткою ГФ, є кількість включень, які можуть служити центрами зародження фериту в сталі. Для оцінки ролі включень на формування структури зварних швів проведені спеціальні дослідження по вивченню їх хімічного складу, розмірів та щільності виділень у металевій матриці. Для ідентифікації включень проводили зйомку в зворотних електронах. Результати проведеного аналізу представлені на рис. 5 і в таблиці 2.

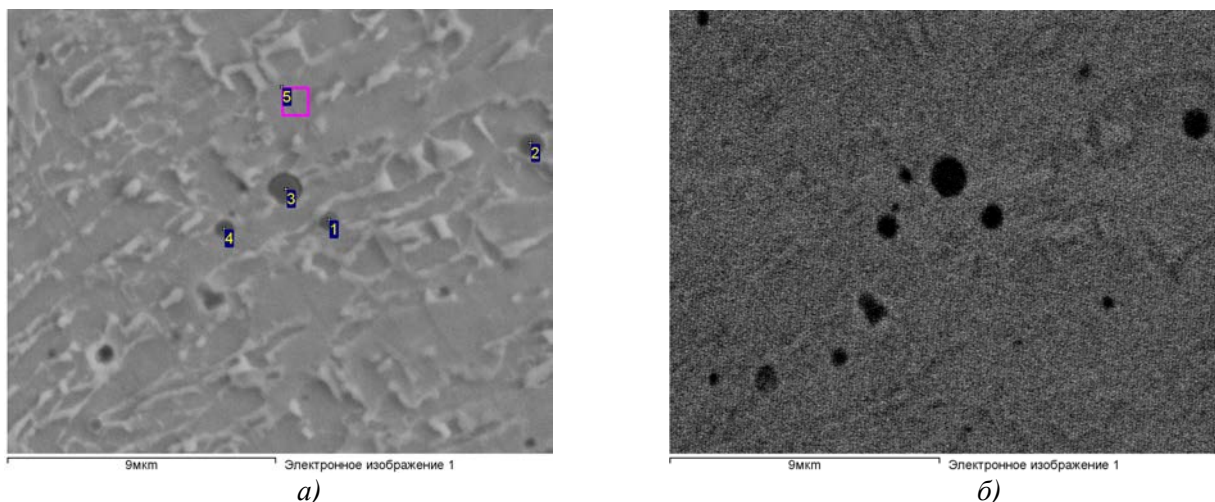


Рис. 5. Неметалеві включення у металі шва при введенні у зварювальну ванну комплексного наноксиду: а) електронне зображення  $\times 6000$ ; б) зображення у зворотних електронах

Таблиця 2. Концентрація хімічних елементів по нановключенням

Спектр	В стат.	C	O	Al	Si	S	Ti	Mn	Fe	Ni	Ітог
1	Да	4.90	15.39	1.87	5.36	0.46	1.42	8.97	61.17	0.47	100.0
2	Да	3.22	15.56	1.76	5.10	0.26	0.62	6.10	66.55	0.84	100.0
3	Да	3.23	22.64	2.88	8.23	0.52	1.52	11.34	48.99	0.65	100.0
4	Да	5.79	15.84	1.59	5.21	0.42	1.00	8.60	60.77	0.78	100.0
5	Да	1.73	0.54	0.00	0.15	0.00	0.00	0.53	95.40	1.64	100.0
Середнє		3.77	13.99	1.62	4.81	0.33	0.91	7.11	66.58	0.87	100.0
Станд. відхилення		1.59	8.12	1.04	2.91	0.21	0.62	4.12	17.34	0.45	
Макс.		5.79	22.64	2.88	8.23	0.52	1.52	11.34	95.40	1.64	
Мін.		1.73	0.54	0.00	0.15	0.00	0.00	0.53	48.99	0.47	

Було встановлено, що у випадку введення у розплав зварювальної ванни наноксидів середньо статистичне значення кількості неметалевих включень відповідає 30 на площі 324 мкм, тобто 1 включення зустрічається в середньому на відрізку довжиною 10 мкм.

Розмір включень змінюється від 0,4 до 1 мкм і, як правило вони мають сферичну форму (рис. 5,б). Виділення включень має місце як у тілі зерна, так по границях феритної фази (рис. 5.а), що свідчить про можливість включення як зародка фериту.

Результати локального спектрального аналізу хімічного складу нановключень показали (Табл. 2), що незалежно від розміру у кожному з них спостерігається суттєве підвищення концентрації вуглецю, кисню, алюмінію, сірки, титану, марганцю. Особливо це помітно для вуглецю, кисню, сірки (декілька порядків).

При локальному аналізі включень розміром 0,4 мкм тенденція до збільшення концентрації елементів зберігається, але у кількісному виразі значення дещо менше. Цей факт може бути наслідком перекриття зондом (діаметр 1мкм) частки матриці твердого розчину, де концентрація елементів суттєво менше і відповідає їх значенню у металі шва. Підвищена концентрація особливо кисню та алюмінію є підтвердженням того, що основу ядра неметалевого включення складає оксид алюмінію.

Отримані дані по структурних змінах, особливостям стану фазових виділень в умовах зварювання з введенням у зварювальну ванну наноксидів є об'єктивною посилкою для змін механічних властивостей металу швів. Дійсно, вимірювання твердості за Віккерсом показали, що залежно від вмісту наноксидів значення твердості збільшуються (табл. 3).

Таблиця 3. Твердість металу швів експериментальних зразків

№ п/п зразка	1	2	3	4	5	6	7
Склад та вміст наноксидів	без нано-оксидів	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 4,5%	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 2,5%	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 0,5%	(56,5%Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - 41,5%ZrO <sub>2</sub> - 2%YO <sub>2</sub> ) - 2,5%	(56,5%Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - 41,5%ZrO <sub>2</sub> - 2%YO <sub>2</sub> ) - 4,5%	(56,5%Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - 41,5%ZrO <sub>2</sub> - 2%YO <sub>2</sub> ) - 0,5%
Твердість, НВ	197,6	215,6	225,3	269,3	238	238,7	235,6

Зміна твердості притаманна всім дослідним зразкам і підвищується від 18 до 72 одиниць. Максимум підвищення твердості спостерігається у металі шва з вмістом наноксиду алюмінію у кількості 0,5% об'ємних часток.

**Висновки.** За результатами досліджень встановлено, що залежно від кількості та складу неметалевих включень в металі зварних швів формується різний тип мікроструктури від феритної до бейнитної. Доведено, що такий ефект проявляється коли наноутворення вводяться у зварювальну ванну за схемою, яка передбачає плавлення попередньо закладених у розділку крайок порошків заліза та нанопорошків оксидів.

Встановлено, що при змінах об'ємної частки наноксиду алюмінію від 0,5% до 4,5% найбільш ефективний вплив на структуру має місце при його введенні у зварювальну ванну у об'ємній частці 0,5%. Основною ознакою такої структури є висока ступінь подрібнення та дисперсність складових, що також супроводжується суттєвим підвищенням твердості металу шва.

1. Бутягин П.Ю. Энергетические аспекты механохимии / П.Ю. Бутягин // Изв. СО АН СССР, серия Химических наук. – 1987. – Вып 5. – С. 48-59.
2. Вайнерман А.Е. Аргонодуговая наплавка порошков на основе карбида вольфрама на сталь для получения износостойких покрытий / А.Е. Вайнерман, Н.В. Беляев // Вопросы материаловедения. – 2002. – №2. – С. 43-46.
3. Головки В.В. Влияние нановключений на формирование структуры металла швов ферритно-бейнитных сталей / В.В. Головки, Г.М. Григоренко, В.А. Костин // Збірник наукових праць. – НУК. – №4. – С. 2011.
4. Гушин Д.А. Анализ и поиск перспективных направлений комплексного модифицирования металла сварных швов при автоматической сварке под флюсом мостовых металлоконструкций / Д.А. Гушин, В.Г. Гребенчук, И.В. Гребенчук // Научные труды ОАО ЦНИИС. – Выпуск №261. – С.18-25.
5. Головки В.В. Дослідження впливу наноутворень в металі на формування мікроструктури зварного шва та його механічні властивості / В.В. Головки, С.М. Степанюк, Д.Ю. Єрмоленко // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. трудов. – 2012. – Вып. 64. – С.155-159.
6. Горынин И.В. Принцип легирования, фазовые превращения, структура и свойства хладостойких сварных строительных сталей / И.В. Горынин, В.В. Рыбин, В.А. Рысьшевский, Е.И. Хлусова // МиТОМ. –2007. – № 1. – С. 9-15.

7. *Ишикава Н.*, Разработка высокопрочных труб для магистральных трубопроводов, рассчитанных на эксплуатацию в тяжелых геолого-климатических условиях / Н. Ишикава, М. Окатцу, Д. Кондо // Наука и техника в газовой промышленности. – 2009. – № 1. – С. 92-100.
8. *Крушенко Г.Г.* Нанотехнологии в конструкционных сплавах / Г.Г. Крушенко, И.С. Ямских // Труды научно-технической конференции с международным участием 15-16 октября 2009 г. Ультрадисперсные порошки, наноструктуры, материалы: получение, свойства, применение. Староверовские чтения. Красноярск. – 2009. – С. 268-271.
9. *Матросов М.Ю.* Имитация процессов структурообразования в трубных сталях при контролируемой прокатке с ускоренным охлаждением / М.Ю. Матросов, А.А. Кичкина, А.А. Ефимов и др. // Металлург. – 2007. – № 7. – С. 52–58.
10. *Походня І.К.* Дослідження впливу нанорозмірних карбідів титану на формування мікроструктури та властивостей зварного шва / І.К. Походня, В.В. Головка, С.М. Степанюк, Д.Ю. Єрмоленко // ФХММ. – 2012. – № 6. – С. 68-75.
11. *Соколов Г.Н.* Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама / Г.Н. Соколов, И.В. Лысак, А.С. Трошков и др. // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – №6. – С.18-25.
12. *Скороходов В.Н.* Строительная сталь / В.Н. Скороходов, П.Д. Одесский, А.В.Рудченко. – М.: Металлургиздат, 2002. – 621 с.
13. *Цветков Ю.В.* Термическая плазма в нанотехнологиях / Ю.В. Цветков // Наука в России. – 2006. – №2. – С. 4-9.
14. *Шейнман Е.Л.* Классификация микроструктуры сталей Международного института сварки / Е.Л. Шейнман // Сварочное производство. – 2006. – №7. – С. 33-37.
15. *Lee T.K.* Effect of Inclusion Size on the Nucleation of Acicular Ferrite in Welds / T.K. Lee, H.J. Kim, B.Y. Kang and S.K. Hwang // II ISIJInt. – 40 (2000). – P. 1260-1268.
16. *Thewlis G.* Transformation kinetics of ferrous weld metals / G. Thewlis // Mater. Sci. Technol. – 10(1994). – P. 110–125.
17. *Byun J.S.* Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn el / J.S. Byun, J.H. Shim, Y.W. Cho and D.N. Lee // Acta Mater. – 51 (2003) – P. 1593-1606.

Стаття надійшла до редакції 24.04.2013.