

# ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТІ ШАРІВ МЕТАЛУ, НАПЛАВЛЕНИХ ІЗ ПОПЕРЕДНІМ НАНЕСЕННЯМ КАРБІДІВ ТИТАНА ТА БОРА

В.В. Переми́тько, І.В. Коломоєць, В.І. Сухомлин

Дніпровський державний технічний університет. 51900, м. Кам'янське, вул. Дніпробудівська, 2.  
E-mail: [vperemitko1965@gmail.com](mailto:vperemitko1965@gmail.com)

Нерівномірність зношування робочих поверхонь деталей, що працюють в умовах тертя, є поширеною причиною настання часу заміни та реновації. Одним із способів уникнення даної проблеми є формування дуговим наплавленням поверхонь змінного складу та властивостей. В роботі наведено порівняльний аналіз твердості та структури металу, наплавленого із попереднім нанесенням на оброблювані поверхні карбідів титана та бора. Дані матеріали було обрано, виходячи з їх впливу на механічні властивості наплавленого металу. Досліджено твердість, структуру та склад наплавленого металу. Проаналізовано залежність твердості в окремих зонах перерізу валика від тепловкладення та витрат матеріалу. Виявлено закономірності між накопиченням у сформованих валиках попередньо нанесеного на оброблювану поверхню матеріалу та суттєвістю структурних перетворень. Зафіксовано схожий вплив обох карбідів на структуру наплавленого металу. Твердість металу валиків при внесенні  $B_4C$  у 1,5 рази вища, ніж у разі використання  $TiC$ . Шляхом мікрорентгеноспектрального аналізу виявлено вплив вільного вуглецю, що утворюється внаслідок розкладання сполук, на структурні перетворення в наплавленому металі. Було встановлено, що для зон з найбільшим вмістом вуглецю характерні найбільші скупчення бейніту. Встановлено, що попереднє нанесення карбідів із застосуванням поширених наплавних матеріалів дозволяє отримати наплавлений метал, який за властивостями відповідає металу, наплавленому дротом ПП-Нп-152. Бібліогр. 15, табл. 2, рис. 7.

*Ключові слова:* дугове наплавлення, суцільний дріт, плавлений флюс, карбід титану, карбід бору, попереднє нанесення, локальна фіксація, твердість, структура

Поширеним способом усунення нерівномірності зносу контактних поверхонь, що працюють в умовах неоднаково розподілених за площею навантажень, є формування поверхневих шарів змінного складу та властивостей, погоджено до ступеню втрати початкової геометрії на різних ділянках [1–5]. Такими деталями є, зокрема, валики шаропрокатного стану, ролики рольгангів, лопатки нагнітачів, вали тощо.

З літературних даних відомо про позитивний ефект від попереднього нанесення або введення під час наплавлення різних легувальних компонентів [6–10]. Вивчення можливостей мікролегуювання металу при наплавленні різними матеріалами [11] виявило, що введення зміцнювальних елементів або їх сполук з вуглецем та азотом в кількостях до 0,2 % призводить до отримання дрібнозернистої, однорідної структури металу та більш рівномірного розподілу легуючих елементів. Останнє позитивно позначається на механічних характеристиках металу.

Зокрема, слід відзначити позитивний вплив карбідних сполук на зносостійкість наплавлених шарів з огляду на пряму залежність між твердістю та зносостійкістю карбідів [11–13].

Одним з успішних прикладів реалізації наплавлення з суттєвим впливом карбідних сполук в на-

плавлених шарах є технологія формування металу дуговим наплавленням з утворенням карбідів елементів, що входять до шихти порошкового дроту [12]. Проте зазначений спосіб передбачає нанесення металу з однаковим вмістом карбідів по всій поверхні, а процес формування поверхневих шарів змінного складу буде в такий спосіб суттєво складнішим. У роботі [12] наплавлення металу виконувалося дротом ПП-АН 192. Структура такого металу являє собою мартенсит із залишковим аустенітом та дрібними карбідними включеннями. Твердість такого металу сягає щонайменше  $HV\ 555$ .

Крім того, отримано підтвердження позитивного впливу додавання карбідів на механічні властивості зварних з'єднань [14]. У даній роботі виконувалося зварювання дротом Св-08 із введенням різних модифікаторів, зокрема і  $TiC$ . Як результат, було отримано метал шва із суцільною бейнітною структурою, без збереження карбідних часток. Було встановлено, що карбід титану збільшує межу витривалості шарів на 35 МПа (в 1,08). Відомо також про застосування в якості зміцнювального компоненту карбиду вольфраму [13]. Зокрема, було виявлено позитивний вплив даного матеріалу на властивості поверхневих шарів, що працюють в умовах газообразного

Переми́тько В.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9032-6116>, Коломоєць І.В. – <https://orcid.org/0000-0003-3650-2929>, Сухомлин В.І. – <https://orcid.org/0000-0002-3673-1353>

© В.В. Переми́тько, І.В. Коломоєць, В.І. Сухомлин, 2022

зношування [14]. У зазначеному випадку карбіди утворювалися з титану, який входить до складу шихти порошкового дроту.

З огляду на високу ступінь збереження компонентів, які додатково можуть вноситися, а також на можливість фіксації таких матеріалів вибірково, погоджено до реальної картини зносу, перспективним виглядає їх попереднє нанесення на оброблювану поверхню [6–8]. Така схема дозволяє також виконувати наплавлення із застосуванням поширених електродних дротів та флюсів.

Проведені раніше дослідження виявили позитивний вплив попередньої фіксації шарів суміші TiC із ґрунтовкою ГФ-021 у вигляді смуг шириною 2 мм по краях запланованих валиків [15]. Формуються шари змінного складу та властивостей, додавання зміцнювача вказаним способом дозволяє досягти механічної неоднорідності формуванням в межах кожного валика зон, що є відмінними за структурою та властивостями від наплавленої основи. При проведенні зазначених вище досліджень були отримані поверхневі шари, в рамках яких чергуються зони більшої та меншої твердості, з різницею її значень в 1,6 рази. Останнє спричинило зміну характеру зносу і при локальному зростанні твердості втрати матеріалу поверхневих шарів можуть бути навіть меншими, ніж у випадку суцільного формування однорідного за складом та властивостями наплавленого шару.

Метою роботи ставилося шляхом порівняльного аналізу наплавлених шарів, сформованих із попередньою локальною фіксацією зміцнювачів у вигляді карбідів, виявити суттєвість змін у структурі та міцнісних характеристиках окремих їх зон.

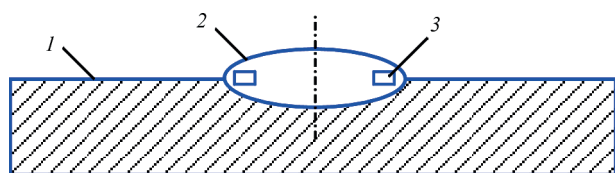


Рис. 1. Схема нанесення додаткових матеріалів: 1 – зразок; 2 – наплавлений валик; 3 – місця попередньої фіксації карбідів бору або титану

**Умови проведення досліджень.** З огляду на зазначений вище вплив карбідів на властивості наплавленого металу, для лабораторного дослідження було обрано карбіди титану (TiC) та бору (B<sub>4</sub>C), твердість яких становить 32000 та 36000 МПа відповідно.

Матеріали наносилися аналогічно до роботи [15]. В якості дослідних зразків використовувалися пластини зі сталі 20 товщиною 10 мм, шириною та довжиною 100 мм. Наплавлення виконували дротом Св-08А діаметром 3 мм під флюсом АН-348А на зварювальній установці АДС-1000 при режимі: струм наплавлення 500 ± 10 А, напруга на дузі 30 ± 1 В, швидкість наплавлення 25...35 м/год, ексцентриситет нанесення шарів матеріалу 5...8 мм. Схема нанесення додаткових матеріалів наведена на рис. 1.

Наплавлення виконувалося в один шар, перекриття одиночних валиків становило 7 мм, товщина нанесеного шару – 2,5...3,0 мм, валики з перекриттям наплавлялися попарно. Кожна пара валиків наносилася при фіксованому значенні погонної енергії.

Під час підготовки експерименту використовували центральний композиційний план 2-го порядку для двох факторів. У якості факторів впливу були обрані погонна енергія  $q_{пор}$ , Дж/мм і питомі витрати матеріалу ( $m_{штт}$ ), г/пог. мм. Відгуком експерименту обрано твердість у трьох різних ділянках: по краях наплавлених валиків, в нижній їх частині та в місці перекриття валиків. Для вимірювання твердості зразки розрізалися поперек на темплеті шириною 20 мм. Вимірювання проводили на твердомірі ТК-2 у семи точках (рис. 2).

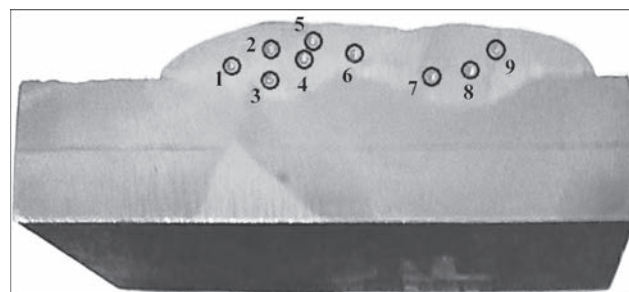


Рис. 2. Зразок для вимірювання твердості

Таблиця 1. Результати вимірювання твердості по зонах нанесених валиків

Номер зразка	Погонна енергія $q_{пор}$ , Дж/мм	Питомі витрати $m$ , г/пог. мм	$HB$ напериферії валика (TiC)	$HB$ в місці перекриття (TiC)	$HB$ нижня частина (TiC)	$HB$ на периферії валика (B <sub>4</sub> C)	$HB$ в місці перекриття (B <sub>4</sub> C)	$HB$ нижня частина (B <sub>4</sub> C)
1	1848	0,032	255	293	241	298	333	269
2	1848	0	192	187	187	192	187	187
3	1314	0,032	293	302	262	432	506	403
4	1314	0	192	187	187	192	187	187
5	1536	0,032	248	255	277	325	354	373
6	1536	0	192	187	187	192	187	187
7	1848	0,016	293	302	262	285	306	255
8	1314	0,016	241	262	241	432	420	255
9	1536	0,016	192	269	255	246	373	246

Металографічний аналіз виконували за допомогою фотомікроскопу Neophot 21 та растрового мікроскопу РЕМ-106і. Мікрорентгеноспектральний аналіз виконували електронно-зондовим мікроаналізатором EPMA-1720. Розмір області матеріалу, з якої отримували спектральну складову рентгенівського випромінення для ідентифікування хімічного елементу, складав у середньому 70...90 нм на краях валиків і 50...70 нм у зоні перекриття валиків.

Обробка результатів експерименту проводилася у програмі STATISTICA 7.0. Результати вимірювання твердості металу із введенням TiC та  $V_4C$  наведено у табл. 1.

З таблиці видно, що при введенні  $V_4C$  твердість металу в місці перекриття у 1,7 разів більше, ніж в тому ж місці при введенні TiC (*HB* 506 при введенні  $V_4C$  проти *HB* 302 при введенні TiC) за умови постійної погонної енергії, 1314 Дж/мм. Це можна пояснити більшою стабільністю  $V_4C$  в умовах помірного термічного впливу, більшою власною твердістю та, як наслідок, більшою присутністю карбідних часток в металі.

На рис. 3 наведено залежність зміни твердості в зоні перекриття (місці введення різних карбідів).

З рис. 3 видно, що максимальне зростання твердості в зоні перекриття валиків при введенні TiC спостерігається при значеннях погонної енергії в межах 1600...1800 Дж/мм та при питомих витратах зміцнювача  $3,2 \cdot 10^{-2}$  г/мм. При нанесенні  $V_4C$  зростання твердості фіксується при дещо менших значеннях погонної енергії – 1400...1700 Дж/мм та при тих же витратах зміцнювача. При перевищенні 1700 Дж/мм спостерігається зниження твердості. В той самий час введення карбіду титана дозволяє збільшувати погонну енергію до призначеного в рамках експерименту максимуму (1848 Дж/мм), не спричиняючи зниження твердості. Це може пояснюватися більш високою температурою плавлення TiC (3100 °C), а також насиченням вуглецем через розкладання карбідів. Вплив погонної енергії на твердість характеризується тим, що при зменшенні погонної

енергії знижується тепловкладення та, як наслідок, зменшується вигоряння матеріалу, що сприяє підвищенню твердості.

Виходячи з проведених досліджень, вплив локального введення карбідів на властивості металу безпосередньо в місцях введення існує. Через короткочасність існування рідкої ванни та недосконалість перемішування розплаву частинки зміцнювача переважно зберігаються у місцях їх попередньої фіксації, спричиняючи там для випадку введення карбіду бора збільшення твердості у 2,7 разів у порівнянні з центральною зоною валиків (*HB* 506 проти *HB* 187) та в 1,5 рази на краю при аналогічному порівнянні (*HB* 432 проти *HB* 293). При введенні TiC в місці перекриття різниця становить 1,6 разів (*HB* 302 проти *HB* 187), та 1,5 рази по краях (*HB* 293 проти *HB* 192).

Таким чином, внесення TiC локально, на периферію валиків, максимально віддалено від дуги, дозволило підвищити твердість в місці введення на *HB* 115, в той час як в роботі [13] твердість підвищилася на *HB* 7.

Максимальне значення твердості, отримане в зоні перекриття при введенні  $V_4C$  (*HB* 506) є наближеним до твердості для металу, наплавленого дротом ПП-АН 192 (*HB* 555) [12]. Це підтверджує можливість формувати високоміцний метал із локальним внесенням карбідів без застосування коштовних наплавних матеріалів та з потенційно меншою витратою зміцнювача.

Металографічний аналіз наплавленого металу виявив у зонах перекриття та по краях валиків структуру, що є характерною для випадку збільшення вмісту вуглецю (рис. 4). Максимальні зміни спостерігаються у зонах перекриття, що пояснюється фактом найбільшої присутності зміцнювача. У разі введення TiC структура складається з бейніту, мартенситу та фериту. Враховуючи той факт, що основу наплавленого металу складає ферит, наявність бейніту, скоріш за все, вказує на насичення фериту вуглецем з введеного карбіду внаслідок термодинамічного розкладання останнього. Мартенсит же, в свою чергу, може бути наслідком

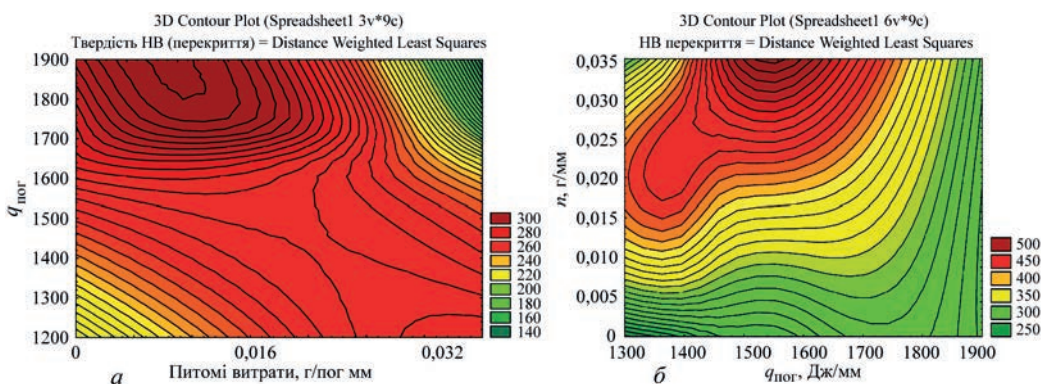


Рис. 3. Залежність твердості металу в місці перекриття валиків від погонної енергії та питомих витрат: а – при введенні TiC; б – при введенні  $V_4C$

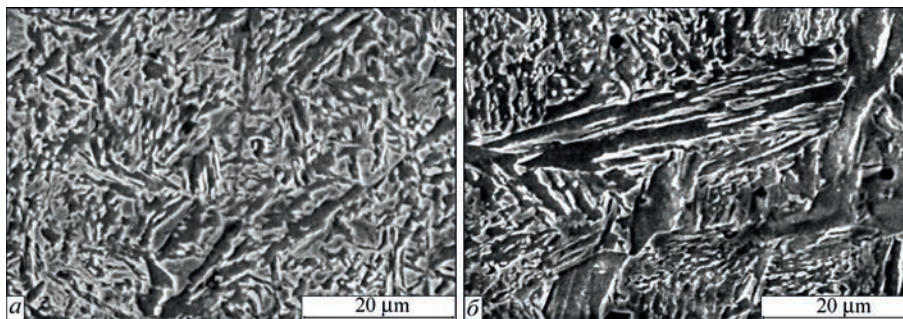


Рис. 4. Мікроструктура металу в місцях перекриття одиночних валиків: *a* – із внесенням TiC; *б* – із внесенням  $V_4C$

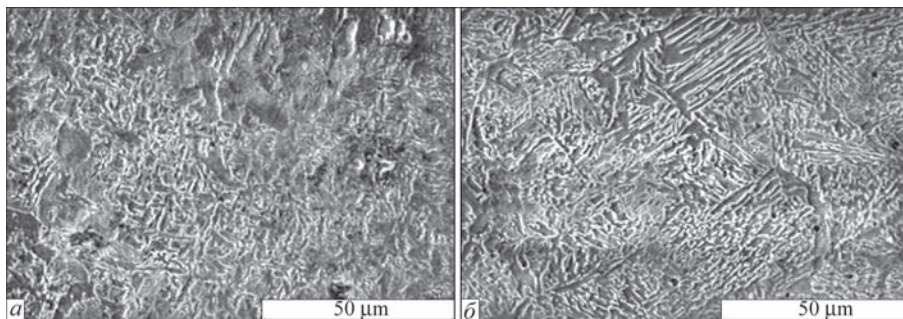


Рис. 5. Мікроструктура металу на краю валика: *a* – із внесенням TiC; *б* – із внесенням  $V_4C$

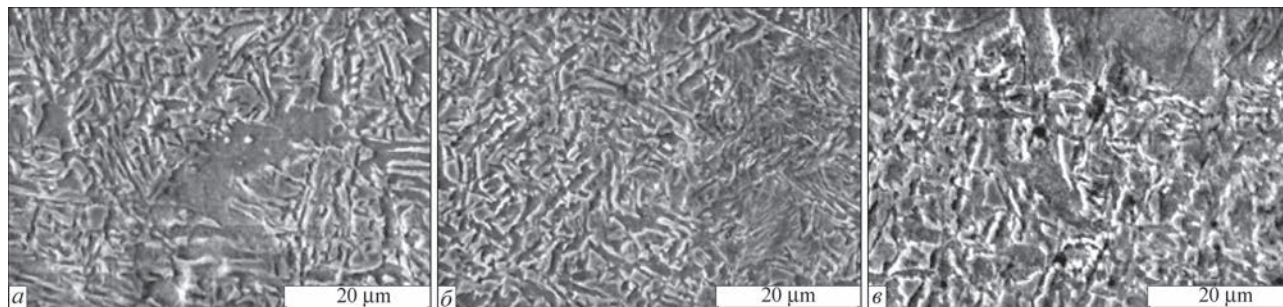


Рис. 6. Мікроструктура металу у перерізі валиків, наплавлених з внесенням TiC: *a* – лівий край валика; *б* – зона перекриття валиків; *в* – правий край валика

розчинення вуглецю в залізі та додатковим легуванням марганцем з флюсу АН-348А, що збільшує загальну стабілізацію аустеніту. Бейніт представлений компактними за розміром та щільно розташованими ділянками в межах аустенітних зерен (рис. 4). Локальне введення TiC, таким чином, сприяє меншому розкладанню сполуки, що підтверджується поодинокими ненасиченими ділянками фериту, в той час як структура, отримана в роботі [13], являє собою суцільний бейніт.

Структура в місці перекриття валиків при введенні  $V_4C$  (рис. 4) також являє собою поєднання фериту та бейніту зі скупченням карбідних часток, переважно в ділянках фериту. Бейнітні ділянки, в свою чергу, у випадку внесення  $V_4C$  є значно меншими за кількістю порівняно до аналогічного випадку з TiC. Дане спостереження, а також скупчення карбідів бора можна пояснити іншою кінетикою формування морфологічних особливостей кінцевих структур у порівнянні з внесенням TiC.

На краю валика, наплавленого із внесенням TiC (рис. 5, *a*) без перекриття (де зміцнювач мен-

ше ніж у зонах перекриття), спостерігається збільшення кількості ділянок фериту зі зменшення присутності бейніту. Це може свідчити про менш суттєве насичення фериту вуглецем. В аналогічній ділянці при введенні карбиду  $V_4C$  (рис. 5, *б*) спостерігається значно менше карбідних часток в порівнянні із зоною перекриття, збільшення ділянок бейніту та зменшення фериту. Останнє, вочевидь, пояснюється більшим розкладанням внесеного матеріалу у цій зоні.

Для більш детального дослідження впливу карбиду титану на структуру і властивості наплавленого металу було проведено мікрорентгеноспектральний аналіз зразків з нанесенням TiC.

Всі три варіанти нанесення шарів із зміцнювачем наведено на рис. 6. Видно, що на бічних валиках області фериту перевищують за площею феритні ділянки в зоні перекриття валиків. Бейнітні структури в зоні перекриття валиків мають більшу дисперсність та ознаки швидкої кристалізації: фіксуються компактні зони з одноманітною орієнтацією бейнітних складових. На бокових валиках структура бейніту відпові-

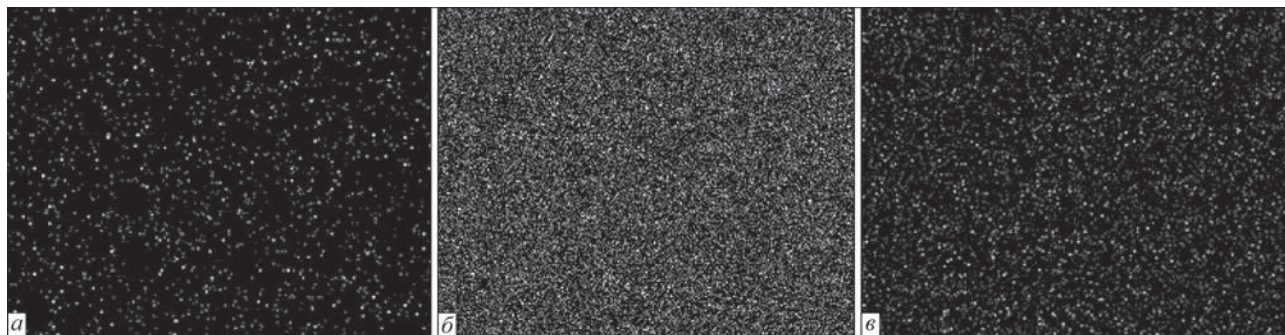


Рис. 7. Розподіл Ті за перерізом наплавлених валиків: а – лівий край валика; б – зона перекриття валиків; в – правий край валика

Таблиця 2. Масова частка елементів в металі різних зон наплавки з карбідом титану, %

Хімічний елемент	Лівий валок		Зона перекриття		Правий валок	
	Ферит	Бейніт	Ферит	Бейніт	Ферит	Бейніт
Si	0,81...0,93	0,75...0,90	0,60...0,79	0,72...0,75	0,77...0,85	0,91...0,94
Mn	1,48...1,75	1,29...1,56	1,66...1,75	1,61...1,72	1,63...1,90	1,50...1,91

дає більшому часу і меншій швидкості процесу кристалізації.

На рис. 7 показано розподіл титану у металі, наплавленому з використанням карбїду титану. Розміщення картин розподїлу відповідає картинам структури на рис. 6. Видно, що у всіх досліджуваних зонах розподїл титану відносно рівномірний, проте на краях валиків загальна кількість титану менша, а розміри окремих часток більші.

Враховуючи, що титан має більшу спорідненість до вуглецю у порівнянні із залізом (та іншими металами зі складу розплаву), а також високу температуру утворення карбїду в наплавлювальній ванні, можна припустити, що саме зародки карбїду титану слугують центрами кристалізації аустенїту, а в подальшому, при розпаді аустенїту – центрами кристалізації бейніту та фериту. Таким чином, саме титан є основним елементом формування структури в різних місцях валиків.

Розподїл основних хімічних елементів у складі наплавленого металу показано в табл. 2.

Si та Mn мають досить високу концентрацію через їх присутність в основному металі зразків, у наплавному дроті та в складі флюсу АН-348А. Марганець підвищує стабільність аустенїту, а, отже і вірогідність утворення зсувних структур. Кремній у складі фериту і бейніту збільшує твердість цих структурних складових. Майже однаковою концентрацію Mn і Si у фериті та в структурі бейніту пояснює особливість бейнітного перетворення. Під час останнього відбувається перерозподїл лише вуглецю і не відбувається перерозподїл легуючих елементів.

Таким чином, більш ефективним з точки зору підвищення твердості металу з двох розглянутих карбїдів можна вважати В<sub>4</sub>С. Це зумовлено тим, що, незважаючи на меншу термодинамічну стійкість сполуки, В<sub>4</sub>С забезпечує значення твердості в середньому в 1,4 рази вище ніж ТіС.

### Висновки

1. Експериментально встановлено більшу ефективність від попереднього локального нанесення на поверхню під дугове наплавлення В<sub>4</sub>С у порівнянні із ТіС: при погонній енергії 1314 Дж/мм та питомих витратах В<sub>4</sub>С 3,2·10<sup>-2</sup> г/мм фіксується твердість металу у 2,7 разів вище. Для металу із введенням В<sub>4</sub>С при збільшенні погонної енергії до 1848 Дж/мм твердість в середньому в 1,4 рази вище ніж при участі ТіС.

2. Структура металу наплавлених шарів за однакових умов тепловкладення та кількості внесення зміцнювача не є суттєво відмінною. У шарах із різними зміцнювачами спостерігається феритна структура з ділянками бейніту, що виникає за рахунок насичення вуглецем, який утворюється внаслідок розкладання карбїдів. У разі зміцнення В<sub>4</sub>С фіксується скупчення карбїдів, переважно на феритних ділянках. Карбїд бору в умовах помірного тепловкладення є більш стабільним ніж карбїд титану.

3. Мікрорентгеноспектральний аналіз металу, наплавленого із введенням ТіС, підтвердив суттєвий вплив вільного вуглецю на структурні перетворення в наплавленому металі. Зокрема встановлено, що в зоні перекриття валиків карбїди ТіС розмірами декілька десятків нанометрів слугують зародками для кристалізації і росту більш дисперсного бейніту в порівнянні з іншими зонами валків.

4. Твердість металу, що наплавляється суцільним дротом Св-08А із додатковим введенням карбїду бору, наближається до значень, характерних для випадку використання порошкового дроту ПП-АН 192 (НВ 506 проти НВ 555), що підтверджує перспективність запропонованої схеми додаткового внесення карбїдів у наплавлюваний шар металу.

## Список літератури

1. Leschinskiy, L.K., Gulakov, S.V., Stepnov, K.K., Nosovskiy, B.I. (1985) *Valki s naplavlennym sloyem novoy konstruktsiyi povishayut effektivnost' raboty prokatnykh stanov* [Newly designed hardfaced rolls improve rolling mill efficiency], in Gladkiy, P.V. (ed), Kyiv, Ukraine [in Russian].
2. Ivanov, V.P. (2019) *Theoretical and technological bases of increasing the efficiency of electric arc surfacing on the basis of modeling of formation of welding bath*. D. Sc. Thesis, Pryazovskyy Derzhavnyy Tekhnichnyy Universytet, Mariupol, Ukraine [in Russian].
3. Yaryza-Stetsenko A.V. (2012) *Increasing of arc hardfacing technology with variable chemical composition by alloying of it from flux*. Abstract of PhD. Donbass'ka Mashynobudivna Akademiya, Kramatorsk, Ukraine [in Russian].
4. Kragelskiy, I.V. *Treniye i iznos* [Friction and wear] (1968) Moscow, Mashinostroyeniye [in Russian].
5. Chigarev V.V., Ivanov V.P., Psaryova I.S. (2003) Increasing of details' and parts' performance by hardfacing of heterogeneous layer. *Zakhyst metalurgiyynykh mashyn vid polomok*, 7, 234–237 [in Russian].
6. Schenfeld, V.Y. (2014) *Increasing of wear resistance of steel parts by surfacing with the use of carbon fiber materials*. PhD Thesis, Vinnytskyy Derzhavnyy Tekhnichnyy Universytet, Vinnytsya, Ukraine [in Russian].
7. Peremitko, V.V. (2014) Wear resistant arc hardfacing by layer of alloying blend. *Paton Welding Journal*, 8, 56–59.
8. Peremitko, V.V., Panfilov, A.I. (2017) Arc hardfacing of metal layers with variable composition and properties. *Ibid*, 7, 48–52.
9. Kuznetsov, V.V., Stepanov, D.V. (2015) Structure and properties of welded joint's metal modified by nanooxides. *Ibid*, 6-7, 19–24.
10. Kuznetsov, V.V., Stepanov, D.V. (2015) Wear resistant hardfacing with adding to welding bath of nanopowders. *Ibid*, 5-6, 54–56.
11. Babinets A.A., Ryabtsev I.O. (2021) Influence of modification and microalloying on deposited metal structure and properties (Review). *Ibid*, 10, 3–10. <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.10.01>
12. Ryabtsev, I.A., Panfilov, A.I., Babinets, A.A. et al. (2015) Structure and wear resistance during abrasive wear of welded metal, hardened by carbides of different types. *Ibid*, 5-6, 84–88.
13. Zhudra, A.P. (2014) Investigation of wear resistance of composite layers during gas abrasive wear during increased temperatures. *Ibid*, 11, 31–34.
14. Peremitko, V.V., Kolomojets, I.V., Sukhomlyn, V.I. (2019) Influence of preliminary application of alloying powders on structure and hardness of welded metal. *Ibid*, 9, 40–44.
15. Peremitko, V.V., Kolomojets, I.V. (2021) Influence of orientation of zones of higher hardness of composite layers on their resistance to wear. *Archives of Materials Science and Engineering*, 110, 59–71.

## FEATURES OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF METAL LAYERS DEPOSITED WITH PRE-APPLICATION OF TITANIUM AND BORON CARBIDES

V.V. Peremitko, I.V. Kolomojets, V.I. Sukhomlyn

Dnipro State Technical University. 2 Dniprobudivska Str., 51900, Kamianske, Ukraine. E-mail: vperemitko1965@gmail.com

Unevenness of wearing of working surfaces of parts, operating under friction, is a common cause for beginning of renovation and replacement times. One of the methods to avoid this problem is formation of surfaces of a variable composition and properties by arc surfacing. The work presents comparative analysis of the hardness and structure of the metal, deposited with pre-application of titanium and boron carbides on the processed surfaces. These materials were selected, proceeding from their impact on the deposited metal mechanical properties. The hardness, structure and composition of the deposited metal were studied. Hardness dependence on the heat input and material consumption in individual zones of the bead cross-section was analyzed. Regularities were established between accumulation in the formed beads of material pre-applied on the processed surface and the significance of structural transformations. A similar influence of both the carbides on the deposited metal structure was found. Bead metal hardness is 1.5 times higher at B<sub>2</sub>C application, than in the case of using TiC. X-Ray spectral microanalysis revealed the influence of free carbon, formed as a result of compound decomposition, on the structural transformation in the deposited metal. It was found that the largest accumulations of bainite are characteristic for zones with the highest carbon content. It was determined that pre-application of carbides, using the most common surfacing materials, allows producing deposited metal, matching by its properties the metal deposited with PP-Np-152 wire. 15 Ref., 2 Tabl., 7 Fig.

*Keywords:* arc surfacing, solid wire, fused flux, titanium carbide, boron carbide, pre-application, local fixation, hardness, structure

Надійшла до редакції 18.03.2022

WORLD TRADE FAIR FOR WELDING ENGINEERING —  
JOINING, CUTTING, SURFACING

LET'S JOIN  
THE WORLD!

11. – 15. September, 2023

REGISTER NOW!

SCHWEISSEN  
& SCHNEIDEN  
No. 1  
IN THE WORLD