

ВПЛИВ СКЛАДУ КОМПОНЕНТІВ ШИХТИ ПОРОШКОВИХ СТРІЧОК СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ C–Fe–Cr–Nb НА ХІМІЧНИЙ СКЛАД І СТРУКТУРУ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

О.П. Ворончук, О.П. Жудра, Т.В. Кайда, О. В. Петров, Л.М. Капітанчук, І.Л. Богайчук

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

Загальновідомо, що зносостійкість наплавленого карбідохромового шару, додатково легованого такими карбідоутворювальними елементами, як молібден, ніобій та інші, значною мірою залежить від характеристик армуючої фази, її концентрації та якостей сплаву матриці. Працездатність таких сплавів за умов абразивного зношування при температурах до 600 °C досягається шляхом введення до складу сплаву ніобію. В даній роботі досліджено вплив компонентів шихти порошкових стрічок системи легування C–Fe–Cr–Nb на хімічний склад і структуру наплавленого металу. Методами рентгеноструктурного, металографічного та мікрорентгеноспектрального аналізів металу типу 500X22Б7, наплавленого порошковими стрічками, встановлено залежність концентрації, форми, орієнтації, фазових складових та інтегральної твердості наплавленого шару від виду введення в шихту основного карбідоутворювального елемента – хрому та перетину порошкової стрічки. Встановлено, що при введенні в шихту порошкової стрічки карбіду хрому Cr₃C₂ концентрація карбідної фази в наплавленому шарі збільшується на 10 %. У наплавленому металі для всіх зразків переважно наявні складні карбіди системи – (CrFe)₇C₃. Ніобій утворює окремі карбідні складові зі значно меншими розмірами порівняно зі складними карбідами хрому. Оптимальна концентрація карбідної фази наплавленого порошковою стрічкою металу типу 500X22Б7 досягається завдяки введенню в шихту електродного матеріалу карбідоутворювального елемента – хрому у вигляді карбіду хрому та ферохрому. Перетин порошкової стрічки та режими наплавлення практично не впливають на показники наплавленого шару. Бібліогр. 11, табл. 8, рис. 4.

Ключові слова: порошкова стрічка, карбід хрому, ферохром, ніобій, карбіди, твердість, мікроструктура, матриця, концентрація

Вступ. Багато деталей металургійного обладнання працюють за умов абразивного і газоабразивного зношування при нормальних і підвищених температурах в поєднанні з ударними навантаженнями [1–3 та ін.]. Вибір типу сплаву для наплавлення таких деталей визначається можливостями наплавлення певних виробів, фінансовою можливістю, а також характером навантаження, особливо у поєднанні абразивного зношування і удару при підвищених (до 600 °C) температурах [4]. Для обґрунтованого легування зносостійких сплавів необхідно встановити раціональні межі легування, які б забезпечили оптимальні властивості наплавленого шару [5–7]. Вивчення зв'язку між зносостійкістю сплавів і будовою карбідної фази, а також між закономірністю утворення карбідів та хімічним складом сплаву найбільш важливо для доцільного легування матеріалів. Відомо, що найбільшу зносостійкість мають сплави, до складу яких входять карбіди високої твердості з кубічною решіткою [8–10 та ін.]. Проте задовільну зносостійкість має також наплавлений метал з карбідами і з іншою кристалічною решіткою, наприклад з гексагональною. Для одного і того ж типу карбіду його властивості будуть дещо відрізнятися залежно від легування. Так, метал з карбідами типу Me₇C₃, в яких наявна велика кількість заліза, буде відрізнятися за зносостійкістю

від металу з карбідами того ж типу, але з меншою кількістю заліза. Потрібно відзначити, що від ступеня легування карбідів залежить їхня твердість, що в свою чергу впливає на зносостійкість наплавленого металу. Кінетика утворення карбідів при затвердінні металу пов'язана з величиною співвідношення Me/C (метал/вуглець). При наявності кількох карбідоутворювальних елементів у наплавленому металі в першу чергу утворюються карбіди елементів, що мають найбільшу спорідненість з вуглецем.

Метою даної роботи є дослідження впливу карбідоутворювальних компонентів шихти порошкової стрічки ПЛ-АН185, перетину електродного матеріалу і впливу режимів наплавлення на структуру та фазові складові наплавленого металу з метою отримання покриття, стійкого за умов абразивного і газоабразивного зношування при підвищених температурах.

Методики та обладнання для проведення досліджень. Методами рентгеноструктурного, металографічного та мікрорентгеноспектрального аналізів досліджували наплавлений метал типу 500X22Б7. Вимірювання твердості проводили на мікротвердомірі М-400 фірми «Лесо», для рентгеноспектральних, електронної спектроскопії та рентгеноструктурних досліджень використовували прилади «JAMP-9500F» і «ДРОН-УМ1». До-

слідження мікроструктури виконували за допомогою мікроскопа «Neophot-32».

Наплавлення зразків виконано електродуговим способом з використанням самозахисної порошкової стрічки ПЛ-АН185, що забезпечує отримання наплавленого металу такого хімічного складу, % мас.: 4,5 С; 22 Cr; 7 Nb. Наплавлення виконували порошковими стрічками перетином 16,5×4,0 (зразки № 1, 3) і 10,0×3,0 мм (зразок № 2). Порошкову стрічку ПЛ-АН185 використовують для наплавлення зносостійких біметалевих листів завтовшки від 5 до 30 мм та інших деталей металургійного, енергетичного, гірничо-збагачувального обладнання [11].

В системі легування С–Fe–Cr–Nb армуючою фазою виступають наявні переважно карбіди хрому і карбіди ніобію, а матрицею – сплав на залізній основі. Важливо визначити, як на концентрацію карбідів та інші характеристики наплавленого шару впливає спосіб введення в шихту порошкової стрічки основного карбідоутворювального компонента – хрому. Для введення хрому використовували високовуглецевий ферохром марки ФХ900 (зразок № 3) та карбід хрому в інших зразках. Останній за своїм хімічним складом близький до стехіометрії карбіду Cr_3C_2 . Ніобій до складу шихти порошкової стрічки вводили за допомогою фероніобію. Крім того, до складу шихти додатково вводили графіт та інші технологічні присадки.

Експериментальні дослідження та їх результати. Дослідження проводили на зразках металу типу 500Х22Б7, наплавленого стрічкою зі стандартною шихтою з карбідом хрому, виконаних при різних режимах: $I_{зв} \sim 750 \dots 850$ А (зразок № 1), $I_{зв} \sim 450 \dots 500$ А (зразок № 2), зразок № 3, виконано з використанням електродної стрічки з високовуглецевим ферохромом марки ФХ900 при режимі $I_{зв} \sim 750 \dots 850$ А. При цьому інші компоненти шихти залишалися незмінними. В табл. 1

Таблиця 1. Середній хімічний склад наплавленого металу 500Х22Б7, мас. %

Номер зразка	С	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Fe
1	4,8	1,04	0,29	24,6	$\leq 0,1$	0,086	7,3	Основа
2	4,7	1,02	0,49	24,4	$\leq 0,1$	0,057	7,2	->-
3	4,5	1,02	0,47	19,6	$\leq 0,1$	0,089	8,6	->-

Таблиця 2. Хімічний склад твердого розчину і карбідних фаз наплавленого металу типу 500Х22Б7, мас. %

Номер зразка	Твердий розчин робочої зони				Карбіди $(Fe, Cr)_7C_3$ і NbC				Тип карбідів
	С	Fe	Cr	Nb	С	Fe	Cr	Nb	
1	1,17	82,50	14,35	0,85	8,62	32,90	57,80	0,45	$(Fe, Cr)_7C_3$
					11,20	1,20	1,19	85,60	NbC
2	1,25	82,70	13,90	0,30	8,64	32,70	58,00	0,44	$(Fe, Cr)_7C_3$
					11,40	0,95	2,25	84,20	NbC
3	1,70	82,02	13,45	0,20	8,55	48,60	41,60	0,25	$(Fe, Cr)_7C_3$
					10,80	1,28	1,65	84,80	NbC

наведено середній склад в зразках типу наплавленого металу.

Наплавлення проводили в два шари, тому що при двошаровому наплавленні стрічками вплив основного металу (перший шар) зменшується і робоча зона (другий шар) формується лише під впливом матеріалу порошкової стрічки.

Масову частку фазових складових, тип кристалічної решітки та її параметри оцінювали методом рентгеноструктурного аналізу: γ -Fe – 54,4; $(Fe, Cr)_7C_3$ – 22,3; NbC – 17,3; Me_2C – 6,0 (зразок № 1); γ -Fe – 57,2; $(Fe, Cr)_7C_3$ – 23,2; NbC – 15,7; Me_2C – 3,8 (зразок № 2); γ -Fe – 65,7; $(Fe, Cr)_7C_3$ – 16,0; NbC – 15,9; Me_2C – 2,4 мас. % (зразок № 3). При отриманні цього типу наплавленого металу велике значення відіграє структура матриці, оскільки при високих навантаженнях та наявності ударної дії більш доцільна аустенітна матриця. Структура досліджуваних зразків у перехідній зоні (перший шар наплавленого металу) являє собою аустенітну матрицю з дендритно-комірковою формою кристалізації, карбіди ніобію і евтектику, яка виділилася по границях дендритів і комірок. Структура робочої зони (другий шар наплавленого металу) всіх досліджуваних зразків являє собою леговану аустенітну матрицю з дендритно-комірковим характером кристалізації. В зразках № 1 і 2 леговані карбіди $(Fe, Cr)_7C_3$ і NbC ланцетоподібної форми завдовжки 20...25 мкм хаотично розміщено на всій площині. Характер кристалізації зразка № 3 в робочому шарі дещо відрізняється – карбіди більш дисперсні, їхній розмір 2...8 мкм, розташовані вони по границях комірок.

Порівняльний аналіз наплавлених зразків № 1 і 2, виконаних при різних режимах (широкою стрічкою при $I_{зв} = 750$ А та вузькою при $I_{зв} = 450$ А), показав, що масова частка аустенітної складової $A_y = 54,4$ мас. % при $I_{зв} = 750$ А; $A_y = 57,2$ мас. % при $I_{зв} = 450$ А, а при однакових режимах ($I_{зв} = 750$ А) зразків № 1 (стандартна шихта з карбідом хрому) і 3 (шихта з високовуглецевим ферохромом марки ФХ900) аустенітна складова зразка № 3 становить 65,7 мас. %. В цьому випадку карбідна складова зменшується приблизно на 10 %. Інтегральна твердість в робочому шарі зразків № 1–3 становить відповідно 6868; 6870 та 5490 МПа.

В табл. 2 наведено середній склад легуючих елементів твердого розчину наплавленого металу (зразки № 1–3) його карбідних складових. Хімічний склад твердого розчину і карбідів ніобію трьох зразків практично не змінюється, а ступінь легування карбідів $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$, розміщених в евтектиці по границях комірок у зразка № 3 (без введення в шихту карбиду хрому із заміною його на високовуглецевий ферохром), дещо відрізняється від ступеня легування того ж типу карбідів у зразках № 1 і 2.

Інтегральна твердість за висотою наплавленого шару поступово змінюється від основного металу до його поверхні в діапазоні від 3700 до 6700... 6900 МПа (зразки № 1, 2) і від 3800 до 5400 МПа (зразок № 3) та вирівнюється в другому шарі наплавленого металу, що відповідає зміні хімічного складу на інтегральних кривих лінійного розподілу легуючих елементів. Зона сплавлення з основним металом має плавний концентраційний

перехід з подальшим вирівнюванням хімічного складу в робочій зоні. Лінійний розподіл легуючих елементів за висотою наплавленого шару представлено на рис. 1. Хімічний склад наплавленого металу вздовж лінії проходження електронного зонда можна визначити за шкалою концентрацій.

Структура кристалізації перехідної зони основний метал – наплавлений шар дендритно-коміркова з виділенням евтектики в міждендритних ділянках по границях комірок і окремо виділеними карбідами ніобію. Спостерігаються два види евтектики – на основі карбиду ніобію і на основі карбиду $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$. Електронне зображення перехідної зони основний метал – наплавлений шар і середній хімічний склад структурних складових представлено на рис. 2 і в табл. 3–5.

Вплив основного металу в перехідній зоні та першому шарі наплавленого металу практично однаковий.

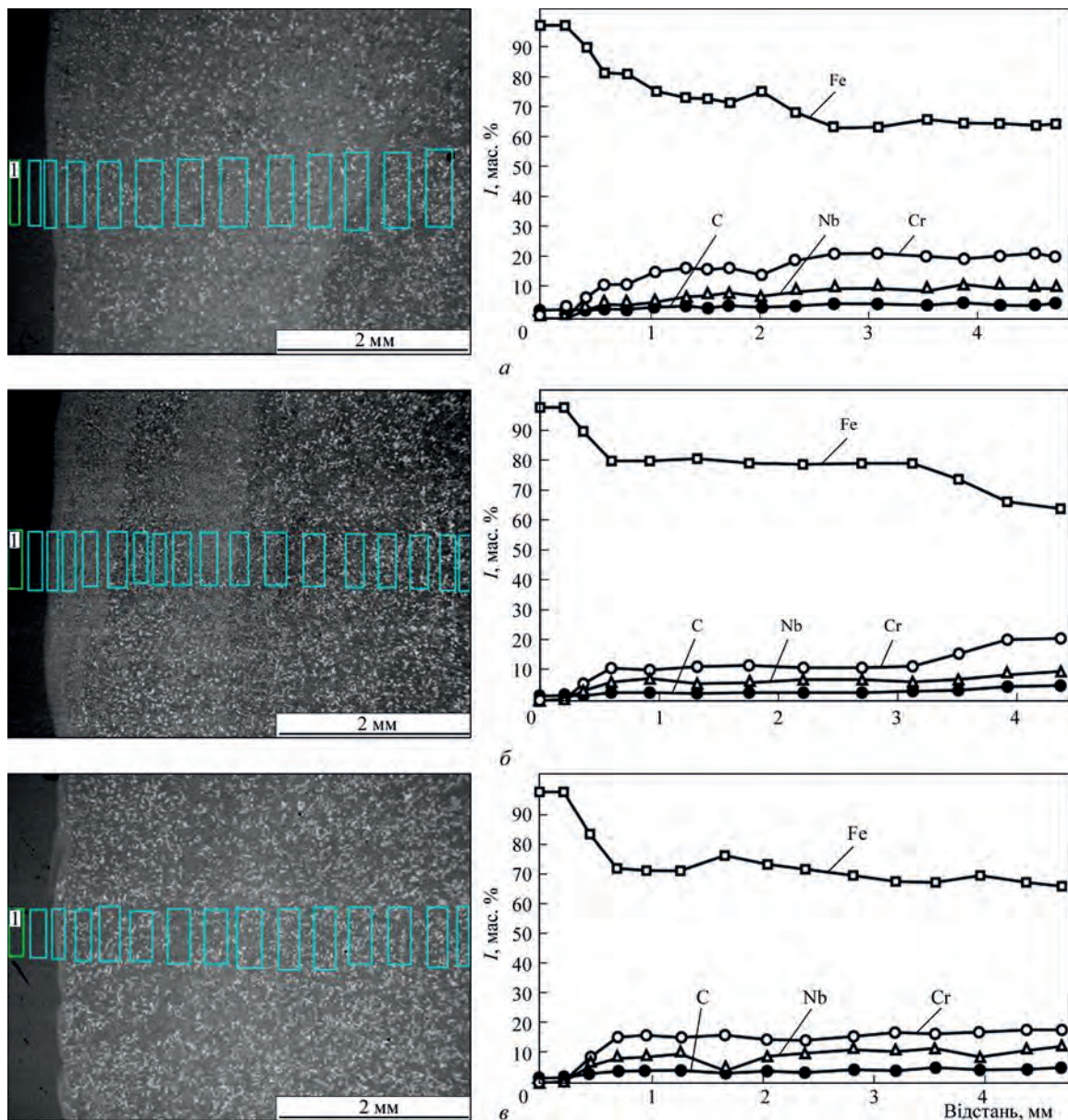


Рис. 1. Електронне зображення і лінійний розподіл легуючих елементів за висотою наплавленого шару: а–в – відповідно зразки № 1–3

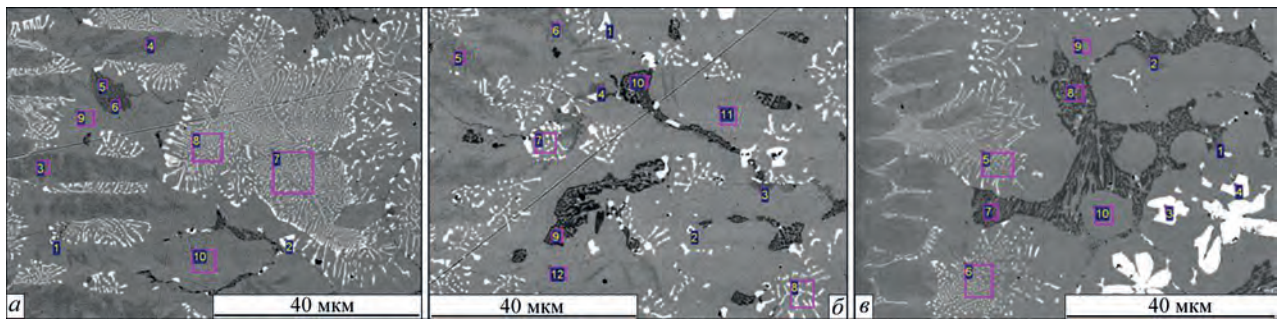


Рис. 2. Електронне зображення структурних складових перехідної зони наплавленого металу: а–в – відповідно зразки № 1–3

Таблиця 3. Середній хімічний склад твердого розчину та евтектичних утворень зразка № 1. Параметри обробки мас. %

Номер спектра	C	Cr	Fe	Nb
1	11,87	1,28	3,64	83,07
2	11,51	3,96	18,89	65,45
3	1,30	6,72	90,55	0,55
4	1,42	7,16	90,20	0,41
5	2,61	12,00	84,45	0,24
6	2,63	12,91	83,72	0,00
7	2,06	8,60	81,63	6,96
8	2,52	8,34	80,17	8,27
9	1,90	9,38	87,72	0,18
10	1,37	8,82	88,69	0,20

Таблиця 4. Середній хімічний склад твердого розчину та евтектичних утворень зразка № 2. Параметри обробки мас. %

Номер спектра	C	Si	Cr	Mn	Fe	Nb
1	9,76	0,00	1,69	0,77	2,67	83,67
2	11,44	0,05	1,85	0,18	3,39	82,61
3	2,10	0,44	8,71	1,22	86,78	0,42
4	2,40	0,48	8,21	1,69	86,62	0,11
5	1,39	0,43	5,49	0,92	91,41	0,28
6	1,74	0,42	6,39	0,91	89,87	0,55
7	2,94	0,53	6,50	0,95	77,81	11,10
8	2,66	0,51	8,30	1,06	74,98	12,01
9	5,25	0,29	25,71	1,05	67,68	0,00
10	5,29	0,24	24,76	1,71	67,17	0,67
11	1,28	0,37	7,33	1,41	88,93	0,35
12	1,34	0,45	7,36	1,72	88,73	0,00

Структури наплавленого металу в робочій зоні (другий шар), його електронне зображення і хімічний склад структурних складових представлений на рис. 3, а–в та в табл. 6–8. Спектр № 1, 2 – NbC; спектр 3, 4 – (Fe,Cr)₇C₃; спектр 5, 6 – твердий розчин. Прослідковується зміна структуроутворення зразків № 1 і 3 залежно від зміни складу шихти.

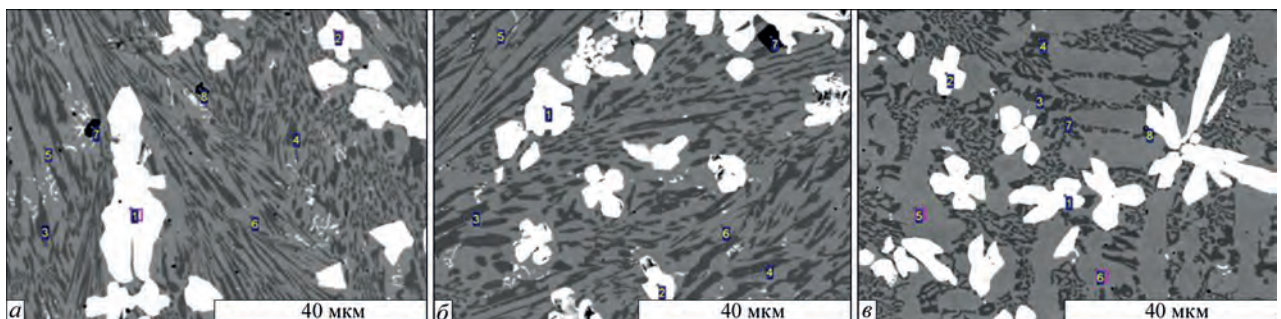


Рис. 3. Електронне зображення структурних складових робочої зони наплавленого металу: а–в – відповідно зразки № 1–3

Таблиця 5. Середній хімічний склад твердого розчину та евтектичних утворень зразка № 3. Параметри обробки мас. %

Номер спектра	C	Si	Cr	Fe	Nb
1	2,20	0,69	8,88	87,82	0,00
2	2,36	0,72	9,53	86,63	0,23
3	11,30	0,01	1,80	2,46	83,68
4	1,19	0,03	1,44	2,57	83,87
5	2,33	0,36	7,21	81,99	7,81
6	2,12	0,41	6,90	82,50	7,63
7	5,36	0,38	26,65	67,24	0,16
8	5,21	0,26	24,90	68,89	0,60
9	1,39	0,49	10,19	87,34	0,14
10	1,52	0,54	9,57	87,15	0,62

Розподіл легуючих елементів за структурними складовими в наплавленому металі другого шару представлено на рис. 4. Такі структурні складові наплавленого металу з утворенням карбідів високої твердості сприяють значному збільшенню якості виробів, що працюють за умов абразивного зношування. При порівнянні зразків, виконаних на різних режимах (№ 1, 2) і на одному режимі, але з різним складом шихти (№ 1, 3), можна дійти висновку, що масова частка A_1 в робочій зоні збільшується від зразка № 1 до зразка № 3 приблизно на 10...12 мас. %, а масова частка карбідної фази зменшується. Прослідковується зміна в структуроутворенні: в зразках № 1 і 2 структура являє собою аустенітну матрицю з хаотично розміщеними карбідами Cr і Nb різної форми. В зразку № 3 структура кристалізації дендритно-коміркова з карбідами (Fe,Cr)₇C₃ в складі евтектики, розміщеної по границях комірок і в міждендритному просторі, та з карбідами ніобію різної форми, що розміщуються довільно на всій висоті наплавленого шару. Ступінь легування карбідів у зразках № 1 і 2 практично однаковий, а у зразка № 3 – дещо вищий (див. табл. 2).

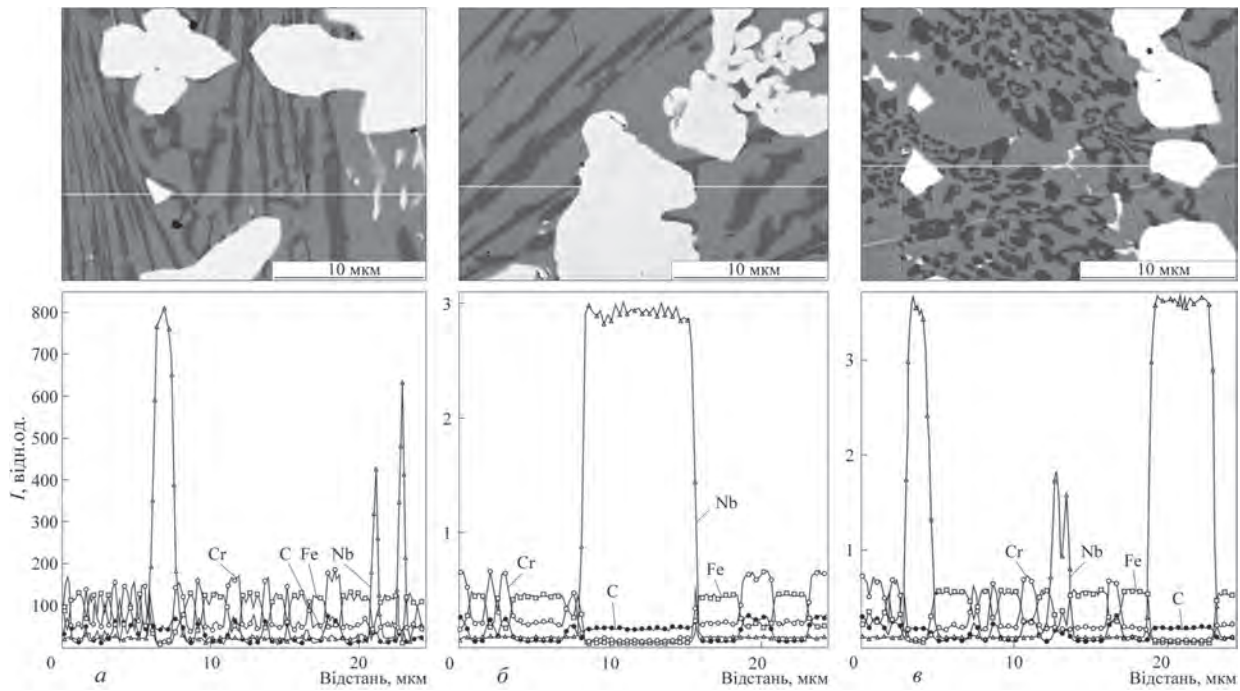


Рис. 4. Лінійний розподіл легуючих елементів C, Fe, Cr, Nb за структурними складовими наплавленого металу: а–в – відповідно зразки № 1–3

Таблиця 6. Хімічний склад структурних складових робочої зони (другого шару) зразка № 1. Параметри обробки: мас. %

Номер спектра	C	Si	Cr	Fe	Nb
1	11,56	0,10	0,75	1,34	85,30
2	10,80	0,04	1,60	1,04	85,66
3	8,53	0,00	58,21	32,61	0,56
4	8,70	0,00	57,38	33,17	0,40
5	1,12	0,96	15,22	81,66	0,41
6	1,22	1,25	13,50	83,37	0,17
7	1,12	0,12	0,64	2,10	0,00
8	1,16	0,12	0,73	1,70	0,30

Таблиця 7. Хімічний склад структурних складових робочої зони (другого шару) зразка № 2. Параметри обробки: мас. %

Номер спектра	C	Si	Cr	Fe	Nb
1	11,21	0,08	2,44	0,54	84,45
2	11,67	0,02	2,18	1,30	83,89
3	8,70	0,00	58,59	31,93	0,72
4	8,58	0,06	57,57	33,35	0,17
5	1,26	1,11	14,12	82,54	0,21
6	1,42	1,15	13,70	82,95	0,13
7	–	0,35	3,08	11,80	1,89

Таблиця 8. Хімічний склад структурних складових робочої зони (другого шару) зразка № 3. Параметри обробки: мас. %

Номер спектра	C	Si	Cr	Mn	Fe	Nb
1	10,89	0,00	1,33	0,55	0,95	85,00
2	10,68	0,10	1,97	0,00	1,60	84,04
3	8,67	0,06	49,19	0,00	41,28	0,31
4	8,29	0,02	48,02	1,07	41,91	0,24
5	1,87	0,91	13,06	0,78	82,03	0,00
6	1,65	1,05	13,23	0,27	82,07	0,20
7	–	0,09	4,55	7,62	5,99	0,00
8	–	0,00	0,81	1,68	2,28	0,00

Обговорення результатів. З представлених даних прослідковується зменшення карбідної складової при відсутності у складі шихти карбиду хрому.

Визначено масову частку фазових складових, тип кристалічної решітки та її параметри, що оцінювали методом рентгеноструктурного аналізу: γ -Fe – 54,4; $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ – 22,3; NbC – 17,3; Me_2C – 6,0 мас. % (наплавлення стрічкою перетином $16,5 \times 4,0$ мм); γ -Fe – 57,2; $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ – 23,2; NbC – 15,7; Me_2C – 3,8 мас. % (наплавлення стрічкою перетином $10,0 \times 3,0$ мм на менших режимах); γ -Fe – 65,7; $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ – 16,0; NbC – 15,9; Me_2C – 2,4 мас. % (складний карбід, який містить залізо та інші карбидоутворювальні елементи, наплавлення порошковою стрічкою перетином $16,5 \times 4,0$ мм із заміною карбиду хрому на високовуглецевий ферохром у складі шихти).

Інтегральна твердість за висотою наплавленого шару поступово змінюється від основного металу до поверхні зміцненого шару в діапазоні від 3700 до 6700...6900 МПа (зразки № 1, 2) і від 3800 до 5400 МПа (зразок № 3) та вирівнюється в другому шарі наплавленого металу, що відповідає зміні хімічного складу на інтегральних кривих лінійного розподілу легуючих елементів.

Зносостійкий шар, отриманий з використанням порошкових стрічок різного перетину та при різних режимах наплавлення, практично не відрізняється за своїми характеристиками. Заміна у складі шихти карбиду хрому на високо вуглецевий ферохром зменшує кількість карбідної фази та інтегральну твердість зміцненої поверхні.

Висновки

Встановлено, що оптимальна концентрація карбідної фази у металі, наплавленій порошковою стрічкою типу ПЛ-АН185, досягається завдяки введенню в шихту електродного матеріалу кар-

бідоутворювального елемента – хрому у вигляді карбиду хрому. Заміна у складі шихти карбиду хрому на високовуглецевий ферохром призводить до збільшення аустенітної складової та зменшення інтегральної мікротвердості наплавленого шару. В наплавленому металі у всіх зразках переважно наявні складні карбіди системи – $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$. Ніобій утворює окремі карбідні складові, рівномірно розміщені в робочій зоні та сприяє утворенню дрібнодисперсної структури наплавленого шару.

Список літератури

1. Рябцев И.А., Сенченков И.К., Турык Э.В. (2015) *Наплавка. Материалы, технологии, математическое моделирование*. Gliwice, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej.
2. Рябцев И.А. (2005) Высокопроизводительная широкослойная наплавка электродными проволоками и лентами. *Автоматическая сварка*, **6**, 36–41.
3. Походня И.К., Шлепаков В.Н., Максимов С.Ю., Рябцев И.А. (2010) Исследования и разработки ИЭС им. Е.О. Патона в области электродуговой сварки и наплавки порошковой проволокой. *Там же*, **12**, 34–42.
4. Ворончук А.П., Жудра А.П., Петров А.В., Кочура В.О. (1991) Влияние температуры на твердость и износостойкость наплавленных порошковыми лентами высокохромистых чугунов. *Там же*, **6**, 44–50.
5. Жудра А.П., Ворончук А.П. (2012) Наплавочные порошковые ленты (обзор). *Там же*, **1**, 39–44.
6. Кусков Ю.М., Богайчук И.Л., Черняк Я.П., Евдокимов А.И. (2013) Электрошлаковая наплавка чугуной дробью деталей, изготовленных из высокохромистого чугуна. *Там же*, **8**, 47–49.
7. Кусков Ю.М., Евдокимов А.И. (2014) Электрошлаковая наплавка износостойких легированных чугунов. *Упрочняющие технологии и покрытия*, **10**, 21–24.
8. Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г. (1969) *Основы легирования наплавленного металла*. Москва, Машиностроение.
9. Кудинов В.Д., Филимонов Б.В., Шевнов С.А., Нетеса И.В. (1985) Наплавка композиционным сплавом деталей металлургического оборудования, *Автоматическая сварка*, **5**, 48–50.

10. Ворончук А.П. (2009) Влияние концентрации твердых частиц на газоабразивную износостойкость композиционного сплава. *Там же*, **8**, 54–56.
11. Жудра А.П., Ворончук А.П., А.В. Петров, В.О. Кочура (2012) Технология, оборудование и материалы для производства листовых футеровочных элементов. *Сварочное производство*, **11**, 40–43.

References

1. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K., Turyk, E.V. (2015) *Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling*. Gliwice, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej.
2. Ryabtsev, I.A. (2005) High-efficiency wide-layer surfacing using electrode wires and strips. *The Paton Welding J.*, **6**, 36–41.
3. Pokhodnya, I.K., Shlepakov, V.N., Maksimov, S.Yu., Ryabtsev, I.A. (2010) Research and developments of the E.O.Paton Electric Welding Institute in the field of electric arc welding and surfacing using flux-cored wire (Review). *The Paton Welding J.*, **12**, 34–42.
4. Voronchuk, A.P., Zhudra, A.P., Petrov, A.V., Kochura, V.O. (1991) Influence of temperature on hardness and heat resistance of high-chromium cast irons deposited by flux-cored strips. *Avtomatich. Svarka*, **6**, 44–50 [in Russian].
5. Zhudra, A.P., Voronchuk, A.P. (2012) Cladding flux-cored strips (Review). *The Paton Welding J.*, **1**, 34–38.
6. Kuskov, Yu.M., Bogajchuk, I.L., Chernyak, Ya.P., Evdokimov, A.I. (2013) Electroslag surfacing of parts, made of high-chrome cast iron, using cast iron shot. *The Paton Welding J.*, **8**, 47–49.
7. Kuskov, Yu.M., Evdokimov, A.I. (2014) Electroslag surfacing of wear-resistant alloyed cast irons. *Uprochniyayushchie Tekhnologii i Pokrytiya*, **10**, 21–24 [in Russian].
8. Livshits, L.S., Grinberg, N.A., Kurkumelli, E.G. (1969) *Fundamentals of alloying of deposited metal*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
9. Kudinov, V.D., Filimonov, B.V., Shevnov, S.A., Netesa, I.V. (1985) Cladding by composite alloys of metallurgical equipment parts. *Avtomatich. Svarka*, **5**, 48–50 [in Russian].
10. Voronchuk, A.P. (2009) Effect of concentration of hard particles on gas-abrasive wear resistance of composite alloy. *The Paton Welding J.*, **8**, 43–44.
11. Zhudra, A.P., Voronchuk, A.P., Petrov, A.V., Kochura, V.O. (2012) Technology, equipment and materials for manufacturing of sheet lining elements. *Svarochn. Proizvodstvo*, **11**, 40–43 [in Russian].

INFLUENCE OF THE COMPOSITION OF CHARGE COMPONENTS OF FLUX-CORED STRIPS OF C–Fe–Cr–Nb ALLOYING SYSTEM ON CHEMICAL COMPOSITION AND STRUCTURE OF THE DEPOSITED METAL

O.P. Voronchuk, O.P. Zhudra, T.V. Kaida, O.V. Petrov, L.M. Kapitanchuk, I.L. Bogaichuk

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

It is common knowledge that wear resistance of the deposited chromium carbide layer, additionally alloyed by such carbide-forming elements, as molybdenum, niobium, etc., largely depends on the reinforcing phase characteristics, its concentration, and qualities of matrix alloy. Good performance of such alloys under the conditions of abrasive wear at up to 600 °C temperature, is achieved by adding niobium to the alloy composition. This work is a study of charge components of flux-cored strips of C–Fe–Cr–Nb alloying system on the deposited metal composition and properties. The methods of X-ray structural, metallographic and X-ray microprobe analysis of metal of 500Kh22B7 type deposited by flux-cored strips, revealed the dependence of concentrations, form, orientation, phase components and integral hardness of the deposited layer on the type of addition of the main carbide-forming element, namely chromium, to the charge and flux-cored strip cross-section. It was found that at addition of chromium carbide Cr_3C_2 to the flux-cored strip charge, carbide phase concentration in the deposited layer increases by 10 %. Complex carbides of $(\text{CrFe})_7\text{C}_3$ system are predominately present in the deposited metal for all the samples. Niobium forms individual carbide components of much smaller dimensions, compared to chromium carbide components. Optimal concentration of the carbide phase in the metal of 500Kh22B7 type deposited by flux-cored strip is achieved by addition of a carbide-forming element, namely chromium, to the electrode material charge, in the form of chromium carbide and ferrochromium. Flux-cored strip cross-section and surfacing modes practically do not affect the deposited layer properties. 11 Ref., 8 Tabl., 4 Fig.

Keywords: flux-cored strip, chromium carbide, ferrochromium, niobium, carbides, hardness, microstructure, matrix, concentration

Надійшла до редакції 14.06.2022