

ВПЛИВ СКЛАДУ КОМПОНЕНТІВ ШИХТИ ПОРОШКОВИХ СТРІЧОК СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ С–Fe–Cr–Mo НА ХІМІЧНУ ТА СТРУКТУРНУ НЕОДНОРІДНІСТЬ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

О.П. Ворончук, О.П. Жудра, Т.В. Кайда, В.О. Кочура, Л.М. Капітанчук, Л.М. Єремєєва

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

Загальновідомо, що зносостійкість наплавленого шару в зазначених сплавах залежить від характеристик армуючої фази, її концентрації та якостей сплаву матриці. Методами рентгеноструктурного, металографічного та мікрорентгеноспектрального аналізів металу типу 500X30M, наплавленого порошковими стрічками, встановлено залежність концентрації, форми, орієнтації, фазових складових та інтегральної твердості карбідів від виду введення в шихту основного карбідоутворюючого елементу – хрому. Встановлено, що максимальна концентрація карбідної фази до 80...90 % в наплавленому шарі досягається при введенні в шихту порошкової стрічки карбиду хрому Cr_3C_2 . В наплавленому металі для всіх зразків в основному присутні складні карбіди системи $(\text{CrFe})_x\text{C}_3$. Молибден не утворює окремих карбідних сполук, а є складовою у карбідах типу $(\text{Cr}_{2,5}\text{Fe}_{4,2}\text{Mo}_{0,2})\text{C}_3$. Велика концентрація карбідної складової призводить до вимивання карбідів в зв'язку зі значним зменшенням матричного сплаву. Оптимальна концентрація карбідної фази наплавленого порошковою стрічкою металу типу 500X30M досягається за рахунок введення в шихту електродного матеріалу карбідоутворюючого елементу – хрому при співвідношенні 15...25 % карбиду хрому та 75...85 % ферохрому. Бібліогр. 11, табл. 3, рис. 6.

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

Вступ. Одним із ефективних та широко розповсюджених методів зміцнення деталей та підвищення терміну їх експлуатації є їх зносостійке наплавлення порошковими дротами або стрічками [1–3]. У зв'язку з неухильним зростанням потреб до підвищення працездатності обладнання у різних галузях промисловості виникає необхідність постійного удосконалення складів та якості електродних та присадних матеріалів для наплавлення.

Для наплавлення широкої гами деталей гірничо-металургійного комплексу традиційно застосовуються електродні (присадні) матеріали, які забезпечують одержання наплавленого металу типу високохромистого чавуну, стійкого в умовах абразивного та газоабразивного зношування [4–6]. Ефективність таких матеріалів в значній мірі залежить від концентрації карбідної фази в наплавленому металі, її орієнтації, структурних складових, а також якості сплаву-матриці [7–9].

Вказані характеристики наплавленого металу можуть суттєво відрізнятись в залежності від хімічного складу самих електродних та присадних матеріалів, а також від складу компонентів шихти порошкових дротів та стрічок.

Метою даної роботи є дослідження впливу карбідоутворюючих компонентів шихти порошкової стрічки ПЛ-АН180 на структуру та фазові складові наплавленого металу та розробка оптимального складу порошкової стрічки для одержання покриття, стійкого в умовах абразивного і газоабразивного зношування.

Методики та обладнання для проведення досліджень. Методами рентгеноструктурного, металографічного та мікрорентгеноспектрального аналізів досліджувалася наплавлений метал типу 500X30M. Вимірювання твердості проводили на мікротвердомірі М-400 фірми «Лесо», для рентгеноспектральних, електронної спектроскопії та рентгеноструктурних досліджень використовували прилади JAMP-9500F та ДРОН-УМ1. Дослідження мікроструктури виконувалися за допомогою мікроскопу «Neophot-32».

Наплавлення зразків було виконано електродовим способом з використанням самозахисної порошкової стрічки ПЛ-АН180, яка забезпечує отримання наплавленого металу наступного хімічного складу, мас. %: 4,5 С; 30 Cr; 1 Мо. Порошкова стрічка ПЛ-АН180 використовується для наплавлення зносостійких біметалевих листів товщиною від 5 до 30 мм. Такі біметалеві листи шляхом розкрою, різки, гнуття легко трансформуються в широкий спектр деталей для різних металоконструкцій, подовжуючи їх працездатність. З використанням листів можуть бути виготовлені бункери, транспортери, трубопроводи, кузови самоскидів, футеровка дробильного та розмелювального обладнання, а також інші деталі і конструкції, які піддаються інтенсивному абразивному зношуванню [10].

В системі легування С–Fe–Cr–Mo у якості армуючої фази присутні в основному карбіди хрому, а у якості матриці – сплав на залізній основі. Було важливо визначити, як на концентрацію карбідів

та інші характеристики наплавленого шару впливає, в якому вигляді вводиться в шихту порошкової стрічки основний карбідотворюючий компонент – хром. Для введення хрому використовували високовуглецевий ферохром марки ФХ900 та карбід хрому. Останній по своєму хімічному складу близький до стехіометрії карбиду Cr_3C_2 .

Експериментальні дослідження та їх результати. Для дослідів були виготовлені порошкові стрічки перетином 16,5×4,0 мм з різним вмістом карбиду хрому та ферохрому:

- зразок 1 – 50 % карбиду хрому + 50 % FeCr;
- зразок 2 – з карбідом Cr, але без FeCr;
- зразок 3 – з FeCr, але без карбиду хрому.

При цьому інші компоненти шихти залишалися незмінними.

Наплавлення проводили в два шари для виключення впливу основного металу в робочій зоні наплавленого металу. В залежності від того, який склад шихти використовувався, змінювалось співвідношення фазових складових, і тим самим, інтегральна твердість наплавленого металу біля лінії сплавлення в першому і другому шарі. Також досліджувались розмір та орієнтація карбідів. В зразках № 1 об'ємна частка карбідів складає 63...65 об. %, інтегральна твердість по висоті наплавленого шару – 5400, 8100 і 9500 МПа відповідно, коефіцієнт форми складає 1,32, карбіди розорієнтовані. Орієнтація карбідів ланцетовид-

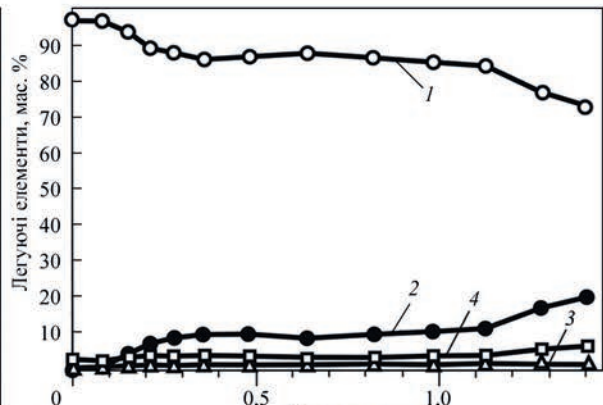
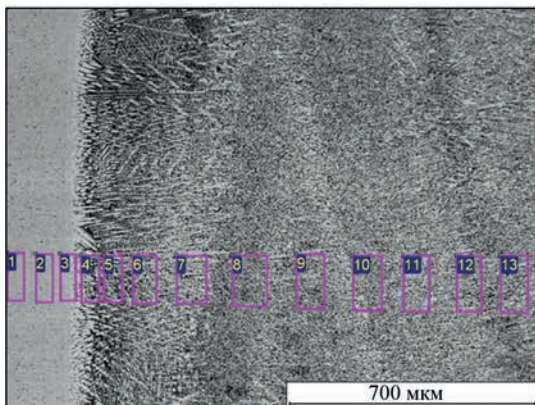
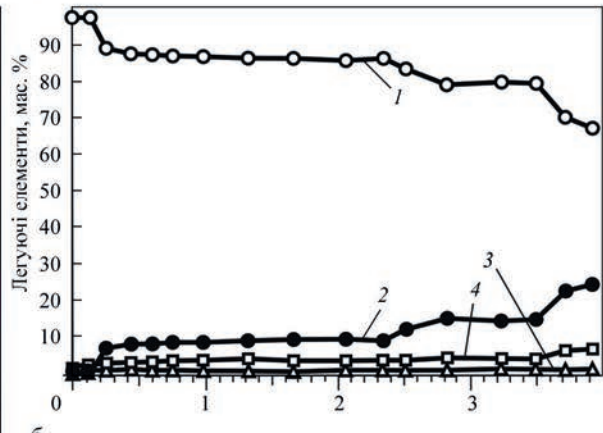
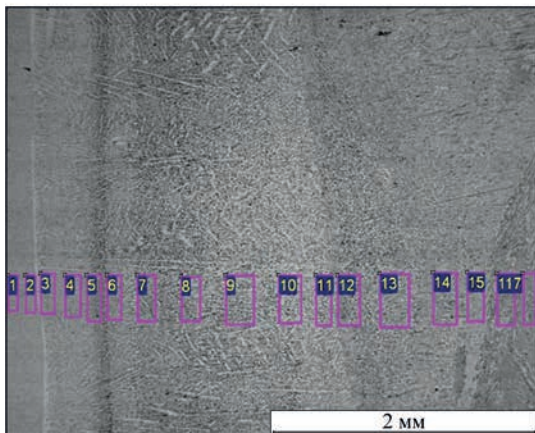
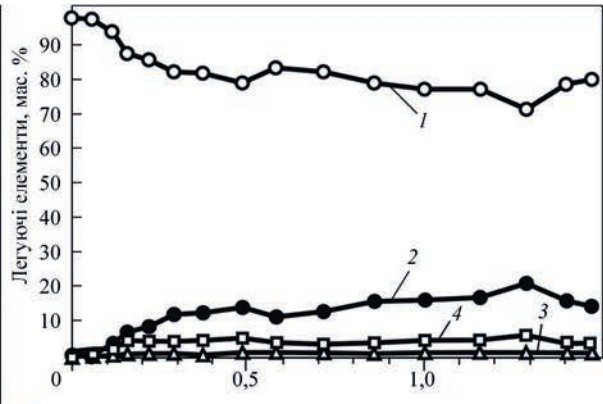
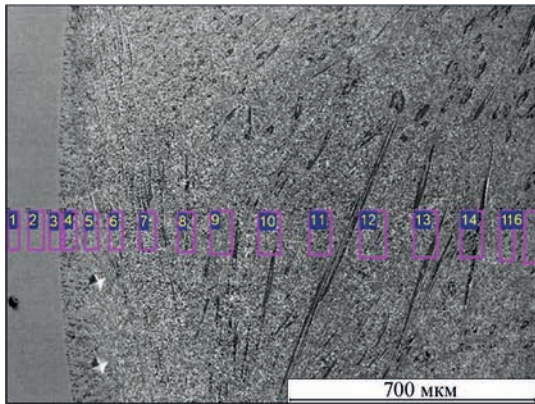


Рис. 1. Розподіл легуючих елементів по висоті наплавленого шару: а – зразок № 1; б – 2; в – 3 (1 – залізо; 2 – хром; 3 – молібден; 4 – вуглець)

ної форми переважно направлена вздовж лінії тепловідведення, карбіди гексагональної форми розорієнтовані. В зразках № 2 об'ємна частка карбідів складає 85...90 об. %, інтегральна твердість – 6100; 7200 і 10800 МПа, коефіцієнт форми – 3,57, карбіди розміщені переважно вздовж лінії тепловідведення. В зразках № 3 об'ємна частка карбідів складає 40...45 %, інтегральна твердість по висоті наплавлення – 5620; 6860 і 7100 МПа відповідно, коефіцієнт форми складає 1,19, орієнтація карбідів ланцетовидної форми переважно вздовж лінії тепловідведення, гексагональної форми – розорієнтовані. Коефіцієнт форми зростає при збільшенні вмісту карбіду хрому в шихті порошкової стрічки.

На рис. 1 представлені криві розподілу легуючих елементів по висоті наплавленого шару, що відповідають зміні інтегральної твердості.

Оптимальне поєднання зносостійкості та в'язкості наплавленого шару визначається типом та кількістю карбідної фази, її орієнтацією, а також будовою матриці. При аномально великій частці карбідної фази і співпадінні її орієнтації з напрямком абразивного потоку знижується зносостійкість наплавленого металу тому, що відбувається «вимивання» карбідної складової з матриці, яка збіднюється легуючими елементами.

Проведеними дослідженнями встановлено, що перехідна зона вздовж лінії сплавлення з першим шаром наплавленого металу в усіх випадках характеризується формуванням дендритів твердого розчину і карбідної евтектики в міждендрит-

ному просторі. Розміри зони з дендритною формою кристалізації коливаються: в зразку № 1 – 50...370 мкм, в зразку № 2 – 40...120 мкм та в зразку № 3 – 60...308 мкм. Типова структура перехідної зони основний метал – наплавлений шар всіх досліджуваних зразків представлена на рис. 2.

Методом рентгеноструктурного аналізу визначено кількісний фазовий склад, тип та параметри кристалічної ґратки наплавленого металу. Структура досліджуваних типів наплавленого металу являє собою аустенітну матрицю та карбідну фазу типу Cr_7C_3 , а також карбіди з дещо зміненими параметрами, що дає підстави припустити складне легування карбіду, формула якого аналогічна розрахунковій формулі $(Cr_{2,5}Fe_{4,3}Mo_{0,2})C_3$ з міжнародної бази кристалографічних даних Pcpdwin [11]. Карбідів Мо не виявлено, вочевидь, що при введенні Мо в сплав в кількості приблизно 1 % самостійні карбіди не утворюються, молібден ліквує в карбіди Cr.

Методом мікрорентгеноспектрального аналізу проведені дослідження розподілу легуючих елементів в структурних складових і визначено їх хімічний склад. При переході від першого до другого шару наплавленого металу змінюється характер структуроутворення – структура другого шару являє собою аустенітну матрицю з карбідами різної форми і орієнтації з поступовим їх укрупненням до поверхні наплавленого металу.

Типова структура другого шару наплавленого металу зразка № 1 наведена на рис. 3, а, а хімічний склад її фазових складових в табл. 1; зразка № 2 – на рис. 3, б і в табл. 2; зразка № 3 – на рис. 3, в і в табл. 3.

Обговорення результатів. З представлених даних прослідковується зменшення карбідоутворюючого елемента в аустенітній складовій на-

Таблиця 1. Масова частка елементів у місцях аналізу зразка № 1

Місце аналізу	C	Al	Si	Cr	Fe	Mo	Разом
1	8,94	0,04	0,02	53,56	36,35	1,08	100,00
2	9,23	0,00	0,00	51,37	38,59	0,81	100,00
3	9,00	0,02	0,01	53,75	36,42	0,80	100,00
4	9,16	0,05	0,00	53,66	36,23	0,89	100,00
5	3,16	1,12	0,75	8,75	85,45	0,78	100,00
6	2,58	1,00	0,77	9,75	85,57	0,34	100,00
7	2,11	0,59	0,83	8,15	86,87	1,44	100,00

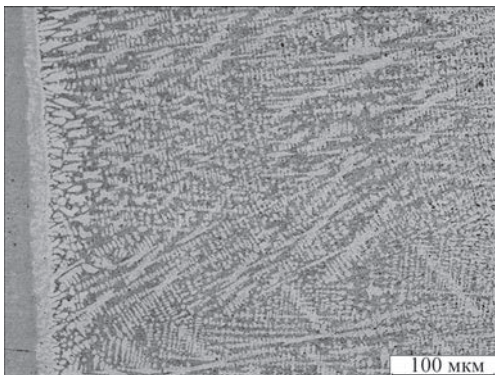


Рис. 2. Типова структура перехідної зони основний метал – наплавлений шар

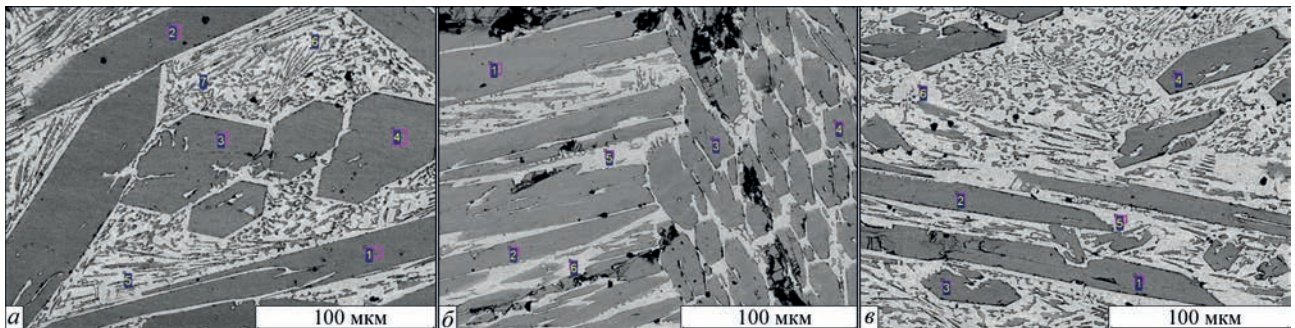


Рис. 3. Мікроструктура зразка: № 1 (а), № 2 (б), № 3 (в)

Таблиця 2. Масова частка елементів у місцях аналізу зразка № 2

Місце аналізу	C	Al	Si	Cr	Fe	Mo	Разом
1	8,87	0,00	0,09	53,73	36,38	0,93	100,00
2	8,91	0,00	0,04	53,35	36,81	0,88	100,00
3	9,04	0,04	0,00	54,76	35,39	0,77	100,00
4	9,11	0,05	0,03	54,91	35,18	0,72	100,00
5	2,11	1,31	1,15	7,28	87,10	1,04	100,00
6	2,30	1,32	0,92	7,78	86,62	1,06	100,00

Таблиця 3. Масова частка елементів у місцях аналізу зразка № 3

Місце аналізу	C	Al	Si	Cr	Fe	Mo	Разом
1	9,28	0,02	0,04	53,24	36,02	1,40	100,00
2	8,80	0,00	0,01	52,27	38,16	0,75	100,00
3	8,73	0,00	0,05	52,63	37,49	1,10	100,00
4	9,22	0,01	0,00	52,88	36,80	1,10	100,00
5	2,12	0,65	0,60	11,98	83,89	0,75	100,00
6	2,23	0,69	0,64	10,27	85,16	1,01	100,00

плавленого металу в залежності від складу шихти, яка використовувалася при наплавленні.

Твердість в структурних складових ($P = 100$ г) в досліджуваних типах наплавленого металу практично не змінюється: $Au + K$ дрібні – 6100...6700 МПа (розділити аустеніт і дисперсні карбіди неможливо); твердість карбідів ланцетовидної форми – 16500...16800 МПа, гексагональної форми приблизно 11500...11800 МПа.

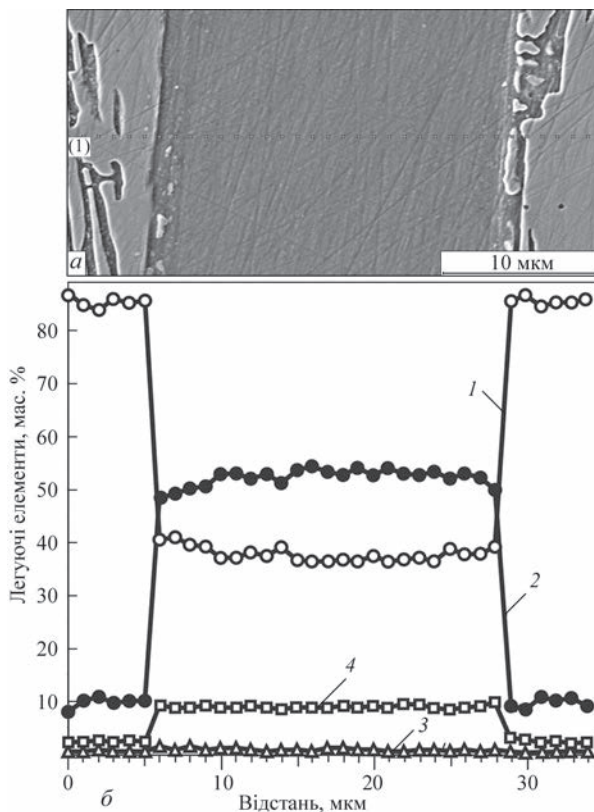


Рис. 4. Структура (а) та розподіл легуючих елементів у карбіді $(FeCr)_7C_3$ (б): 1 – залізо; 2 – хром; 3 – молібден; 4 – вуглець

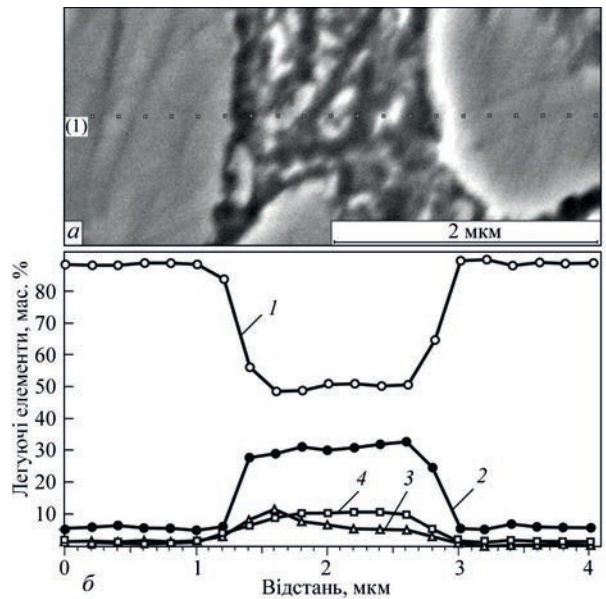


Рис. 5. Структура (а) та розподіл легуючих елементів у карбіді $(Cr_{2,5}Fe_{4,2}Mo_{0,2})C_3$ (б): 1 – залізо; 2 – хром; 3 – молібден; 4 – вуглець

Визначено склад та ступінь легування карбідів $(FeCr)_7C_3$, мас. %: 8,9...9,1 C; 52...53 Cr; 37,2...38,5 Fe; 0,2 Mo. А також іншого складу, мас. %: 9,5 C; 31,5...32,0 Cr; 50,8...52,0 Fe; 2,8...6,0 Mo, що практично підтверджує наявність карбиду, який описується формулою $(Cr_{2,5}Fe_{4,2}Mo_{0,2})C_3$. На рис. 4 та рис. 5 представлені типові криві лінійного розподілу легуючих елементів у карбідах $(FeCr)_7C_3$ та $(Cr_{2,5}Fe_{4,2}Mo_{0,2})C_3$. Слід відмітити, що по своїй структурі карбід $(Cr_{2,5}Fe_{4,2}Mo_{0,2})C_3$ неоднорідний (зразок № 1).

Тверді зносостійкі сплави неоднорідні по своїй структурі. На рис. 6 (зразок № 2) представлені типові криві розподілу легуючих елементів у структурних складових наплавленого металу, які

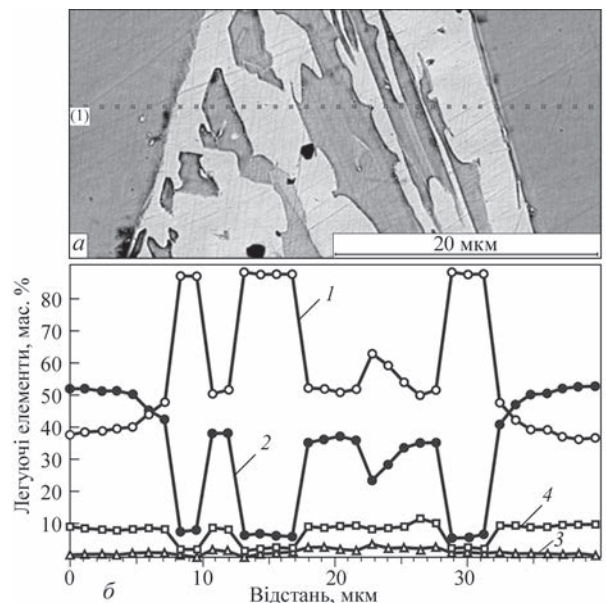


Рис. 6. Структура (а) та розподіл легуючих елементів у структурних складових наплавленого металу (б): 1 – залізо; 2 – хром; 3 – молібден; 4 – вуглець

демонструють неоднорідність структури та складу фазових складових і на яких добре прослідковується дифузійний перерозподіл легуючих елементів в зоні переходу з матриці в карбід.

Висновки

Дослідженнями встановлено, що оптимальна концентрація карбідної фази у металі, який наплавлено порошковою стрічкою типу ПЛ-АН180, досягається за рахунок введення в шихту електродного матеріалу карбідоутворюючого елементу – хрому при співвідношенні 15...25 % карбіду хрому та 75...85 % ферохрому. В наплавленому металі для всіх зразків в основному присутні складні карбіди системи $(CrFe)_7C_3$. Молібден не утворює окремих карбідних сполук, а є складовою у карбідах типу $(Cr_{2,5}Fe_{4,2}Mo_{0,2})C_3$.

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. Жудра А.П., Ворончук А.П. (2012) Наплавочные порошковые ленты (обзор). *Там же*, **1**, 39–44.
5. Кусков Ю.М., Богайчук И.Л., Черняк Я.П., Евдокимов А.И. (2013) Электрошлаковая наплавка чугуновой детали, изготовленной из высокохромистого чугуна. *Там же*, **8**, 47–49.
6. Кусков Ю.М., Евдокимов А.И. (2014) Электрошлаковая наплавка износостойких легированных чугунов. *Упрочняющие технологии и покрытия*, **10**, 21–24.
7. Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г. (1969) *Основы легирования наплавленного металла*. Москва, Машиностроение.
8. Кудинов В.Д., Филимонов Б.В., Шевнов С.А., Нетеса И.В. (1985) Наплавка композиционным сплавом дета-

лей металлургического оборудования. *Автоматическая сварка*, **5**, 48–50.

9. Ворончук А.П. (2009) Влияние концентрации твердых частиц на газоабразивную износостойкость композиционного сплава. *Там же*, **8**, 54–56.
10. 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.
11. (1973) Powder Diffraction File Search Manual. *Alphabetical Listing Inorganic*. Publication SMA-23, USA.

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 (Review). *The Paton Welding J.*, **6**, 36–41 [in Russian].
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. Zhudra, A.P., Voronchuk, A.P. (2012) Cladding flux-cored strips (Review). *The Paton Welding J.*, **1**, 34–38.
5. 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**, 46–48.
6. Kuskov, Yu.M., Evdokimov, A.I. (2014) Electroslag surfacing of wear-resistant alloyed cast irons. *Uprochniyushchye Tekhnologii i Pokrytiya*, **10**, 21–24 [in Russian].
7. Livshits, L.S., Grinberg, N.A., Kurkumelli, E.G. (1969) *Principles of alloying of deposited metal*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
8. Kudinov, V.D., Filimonov, B.V., Shevnov, S.A., Netesa, I.V. (1985) Surfacing with composite alloy of parts of metallurgical equipment. *Avtomatich. Svarka*, **5**, 48–50 [in Russian].
9. 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.
10. Zhudra, A.P., Voronchuk, A.P., Petrov, A.V., Kochura, V.O. (2012) Technology, equipment and materials for manufacture of sheet lining elements. *Svarochn. Proizvodstvo*, **11**, 40–43 [in Russian].
11. (1973) Powder Diffraction File Search Manual. *Alphabetical Listing Inorganic*. Publication SMA-23, USA.

INFLUENCE OF THE COMPOSITION OF CHARGE COMPONENTS IN FLUX-CORED STRIPS OF C–Fe–Cr–Mo ALLOYING SYSTEM ON CHEMICAL AND STRUCTURAL HETEROGENEITY OF THE DEPOSITED METAL

O.P. Voronchuk, O.P. Zhudra, T.V. Kaida, V.O. Kochura, L.M. Kapitanchuk, L.M. Eremejeva

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 generally known that wear resistance of the deposited layer in the above-mentioned alloys depends on the reinforcing phase characteristics, its concentration and qualities of the matrix alloy. The methods of X-ray structural, metallographic analyses and X-ray microanalysis of metal of 500Kh30M type deposited by flux-cored strips revealed the dependence of the concentration, form, orientation, phase components and integral hardness of the carbides on the method of adding chromium as the main carbide forming element, to the charge. It is found that the maximum concentration of the carbide phase of up to 80...90 % in the deposited layer is achieved at addition of Cr_3C_2 chromium carbide to the flux-cored strip charge. Complex carbide systems - $(CrFe)_7C_3B$ are mainly present in the deposited metal for all the samples. Molybdenum does not form any separate carbide compounds, but it is a component in carbides of $(Cr_{2,5}Fe_{4,2}Mo_{0,2})C_3$ type. High concentration of the carbide component leads to carbide washout, in connection with a considerable reduction of the matrix alloy. Optimal concentration of the carbide phase in metal of 500X30M type deposited with flux-cored strip, is achieved by adding a carbide forming element – chromium to the electrode material charge in the proportion of 15...25 % chromium carbide and 75...85 % ferrochrome. 11 Ref., 3 Tabl, 6 Fig.

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

Надійшла до редакції 12.11.2021