

УДК 621.791.92

## ВПЛИВ ФРАКЦІЙНОГО СКЛАДУ ПОРОШКУ НА СТРУКТУРУ МЕТАЛУ, НАПЛАВЛЕНОГО ПЛАЗМОВО-ПОРОШКОВИМ МЕТОДОМ

Є. Ф. ПЕРЕПЛЬОТЧИКОВ, І. О. РЯБЦЕВ, А. А. БАБІНЕЦЬ,  
І. І. РЯБЦЕВ, І. П. ЛЕНТЮГОВ

*Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ*

Наведено результати дослідження впливу структури та фракційного складу присадних порошків на структуру металу, наплавленого плазмово-порошковим методом. Встановлено, що температура та структура рідкого металу зварювальної ванни під час такого наплавлення суттєво залежать від кількості та фракційного складу присадних порошків. Тому змінюється структурна спадковість у системі присадний порошок–наплавлений метал. Рентгеноструктурними дослідженнями підтверджено успадкування структури присадного порошку фракції 200...250  $\mu\text{m}$  наплавленим металом: співвідношення  $\alpha$ - та  $\gamma$ -фаз у порошок та наплавленому металі практично зберігається. Однак за використання порошку фракції 80...125  $\mu\text{m}$  за тих самих режимів наплавлення це співвідношення значно змінюється, що пояснюють вищою температурою металу зварювальної ванни, коли структура присадного порошку під час кристалізації наплавленого металу може перебудовуватися.

**Ключові слова:** *плазмово-порошкове наплавлення, присадний порошок, фракційний склад порошку, наплавлений метал, макро- і мікроструктура, структурна спадковість, адитивні технології.*

The research results on the influence of the structure and fractional composition of adding powders on the structure of metal, surfaced by the plasma-powder method, are presented. It is shown that the temperature and structure of welding bath during such welding depend significantly on the quantity and fractional composition of adding powders. Therefore, the structural heredity in the adding powder–surfacing metal system, changes. The X-ray study confirms the inheritance of structure of adding powder of faction 200...250  $\mu\text{m}$  by surfacing metal: the  $\alpha$ - and  $\gamma$ -phase correlation in the powder and surfacing metal practically remains. However, when using powder of faction 80...125  $\mu\text{m}$  under the same modes of surfacing, this correlation changes significantly, what is explained by a higher temperature of the welding bath metal when the initial structure of adding powder during crystallization of surfacing metal can be reconstructed.

**Keywords:** *plasma-powder surfacing, adding powder, factional composition of powder, surfacing metal, macro- and microstructure, structural heredity, additive technologies.*

**Вступ.** У ливарному виробництві структура та властивості початкових шихтових матеріалів впливають на ці характеристики отриманих з них виливок. Це явище найчастіше називають “структурною (металургійною) спадковістю”, під яким розуміють своєрідне передавання від шихтових матеріалів до виливок елементів макро- та мікроструктури, складу та кількості неметалічних включень, різних домішок, газів тощо [1–7].

Рентгеноструктурними дослідженнями виявлено, що при температурах, які дещо перевищують температуру плавлення, порядок розташування атомів в рідині не хаотичний, а близький до порядку в твердому кристалічному тілі. Але на відміну

від твердих кристалічних тіл, де порядок їх розташування “далекій”, аналогічною характеристикою металевих розплавів є “ближній” порядок [1, 2].

Про вплив первинної структури шихти порошкових дротів на структуру покриттів, нанесених електродуговим методом, йшлося у працях [8–12]. Через поширення зварювання та наплавлення в 3D адитивних технологіях виготовлення деталей різного призначення [13–15] важливо дослідити структурну спадковість у системі електродний (присадний) матеріал–наплавлений метал, оскільки необхідно, щоб деталь володіла оптимальними структурою та властивостями безпосередньо під час виготовлення, без додаткової термічної обробки та інших технологічних операцій.

На відміну від ливарного виробництва, вивчення структурної спадковості у такій системі ускладнено: процеси нагрівання, плавлення та перенесення електродного (присадного) матеріалу до зварювальної ванни в різних методах суттєво різні; температурно-часові параметри зварювальної ванни значно відрізняються, внаслідок чого її розплав не буде рівноважним; основний метал, який розплавляється та потрапляє у зварювальну ванну, слід віднести до вихідних матеріалів, обмежуючи його вміст у наплавленому металі; кристалізація зварювальної ванни відбувається на твердій підкладці (основному металі), структура металу якої може впливати на будову та властивості наплавленого металу.

Вплив двох останніх чинників під час плазмово-порошкового наплавлення можна нейтралізувати, мінімально проплавляючи основний метал, чого достатньо легко досягнути, враховуючи особливості його нагрівання, а також нагрівання, плавлення та перенесення через дугувий проміжок порошку під час наплавлення. За плазмово-порошкового наплавлення ці процеси безпосередньо не пов’язані зі струмом та напругою дуги, а залежать від фракційного складу та масової швидкості подачі порошку, а також його фізико-механічних властивостей [16].

Мета дослідження – вивчити особливості впливу структури та фракційного складу вихідного присадного порошку на структуру металу, наплавленого плазмово-порошковим способом.

**Матеріали та методика випроб.** Наплавлювали дослідні зразки порошком зі швидкорізальної сталі 10P6M5 таких фракцій: 80...125  $\mu\text{m}$  (середній діаметр частинок порошку  $d_{\text{av}} \approx 100 \mu\text{m}$ ); 125...160  $\mu\text{m}$  ( $d_{\text{av}} \approx 140 \mu\text{m}$ ); 160...200  $\mu\text{m}$  ( $d_{\text{av}} \approx 180 \mu\text{m}$ ); 200...250  $\mu\text{m}$  ( $d_{\text{av}} \approx 225 \mu\text{m}$ ); 250...315  $\mu\text{m}$  ( $d_{\text{av}} \approx 280 \mu\text{m}$ ); 315...400  $\mu\text{m}$  ( $d_{\text{av}} \approx 360 \mu\text{m}$ ); 400...500  $\mu\text{m}$  ( $d_{\text{av}} \approx 450 \mu\text{m}$ ). Порошок ПР-10P6M5, який містить (mass%): 1,0 С; 5,83 W; 5,40 Мо; 3,86 Сr; 1,96 V; 0,4 Si; S та P  $\leq 0,03$ , отримали розпиленням азотом рідкого металу.

Наплавлювали зразки на універсальній установці ОБ 2184, виготовленій у ІЕЗ ім. Є. О. Патона. Як основний метал використовували пластини зі сталі Ст3 розмірами 20×50×300 mm, які наплавлювали без попереднього підігріву та охолоджували у повітрі.

Поперечні зразки завдовжки 15...20 mm, вирізані з наплавлених валиків, досліджували на мікроскопі “Неофот”. Твердість наплавленого металу вимірювали приладами Роквелл та Віккерс. Для рентгеноструктурних досліджень використовували рентгенівський дифрактометр ДРОН-7.

**Результати та їх обговорення.** Заздалегідь оцінювали вплив режиму плазмового наплавлення на плавлення присадного порошку зі швидкорізальної сталі ПР-10P6M5 різного фракційного складу. Виявили, що для розплавлення великих фракцій слід підвищити струм наплавлення (рис. 1).

Необхідно зауважити, що використовувати порошки великих фракцій ( $\geq 360 \mu\text{m}$ ) небажано, оскільки для їх повного розплавлення потрібний такий струм дуги, який викликає додаткове проплавлення основного металу. За недостатнього струму у

наплавленому металі можуть залишатися нерозплавлені частинки, для повного розплавлення яких потрібний більший струм плазмової дуги (рис. 1, криві 1 та 2).

Рис. 1. Залежність струму плазмового наплавлення  $I_s$  від розміру  $d$  частинок порошку, розплавлених у дузі: 1 – порошки вузьких фракцій; 2 – порошки зі суміші дрібних (100  $\mu\text{m}$ ) і великих (280  $\mu\text{m}$ ) фракцій. (Швидкість наплавлення 12 м/х; швидкість подачі порошку 4,2 кг/х).

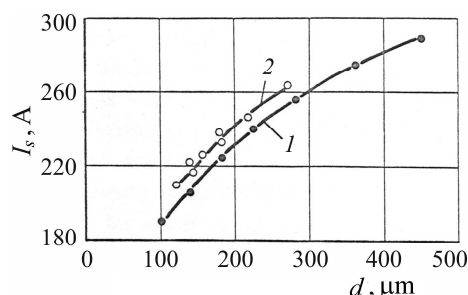


Fig. 1. Dependence of the plasma surfacing current  $I_s$  on size  $d$  of the powder particles melted in the arc: 1 – powders of narrow fractions; 2 – powders consisting of a mixture of fine (100  $\mu\text{m}$ ) and large (280  $\mu\text{m}$ ) fractions. (Surfacing speed is 12 m/h; powder feed rate is 4.2 kg/h).

Для дослідження впливу фракційного складу порошку на структуру наплавленого металу наплавлювали зразки зі сталі Ст3 розмірами 20×50×300 mm плазмовим методом порошком зі сталі ПГ-10Р6М5. Швидкість наплавлення 12 м/х, швидкість подачі порошку 4,2 кг/х. Присадний порошок – суміш дрібної (80...125  $\mu\text{m}$ ) та великих фракцій (табл. 1).

**Таблиця 1. Вплив додатків великих фракцій порошку на мікроструктуру наплавлених валиків (основна фракція – 80...125  $\mu\text{m}$ )**

№ суміші	Вміст додатків великої фракції, mass%		Струм дуги, А	Характеристика мікроструктури наплавленого валика
	200...250 $\mu\text{m}$	315...360 $\mu\text{m}$		
1	–	–	205...210	Довгі дендрити, орієнтовані у напрямку тепловідведення
2	15	–	210...215	Довгі та короткі дендрити без певного орієнтування
3	30	–	215...220	Дендрити, орієнтовані до центрів кристалізації
4	45	–	220...225	Дрібні дендрити, орієнтовані у напрямку тепловідведення
5	–	15	215...220	Дендрити різної довжини, орієнтовані в одному напрямку
6	–	30	220...225	Розорієнтовані дрібні дендрити та тонка сітка карбідів
7	–	45	225...230	Розорієнтовані дендрити та дендрити, орієнтовані в напрямку тепловідведення

Встановили, що порошок дрібної фракції (80...125  $\mu\text{m}$ ) практично повністю розплавляється в дузі [14]. При цьому температура рідкого металу зварювальної ванни значно перевищує температуру плавлення порошку. В результаті структура присадного порошку повністю перебудовується, а під час тверднення утворюється крупнозерниста структура наплавленого металу (рис. 2а). З додаванням до дрібнозернистого порошку 15% порошку фракції 200...250  $\mu\text{m}$  (суміш № 2, табл. 1) вона не змінюється, але зі збільшенням його вмісту до 30% (суміш № 3) з'явля-

ються дендрити, орієнтовані до центрів кристалізації, представлені розплавленими у зварювальній ванні частками великих фракцій (рис. 2*b*).

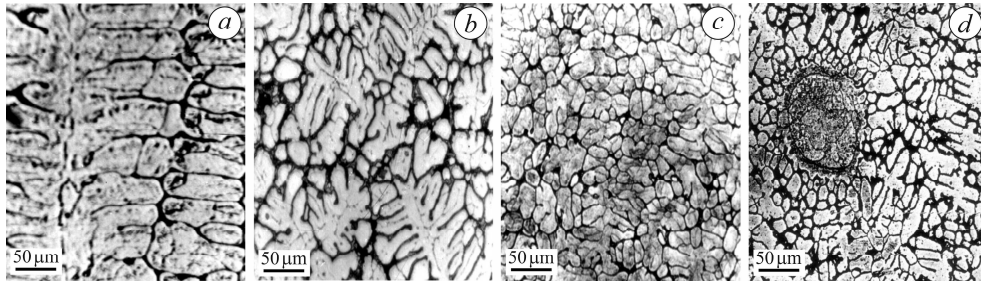


Рис. 2. Мікроструктура напвленої сталі 10Р6М5 ( $\times 400$ ) після введення великих частинок порошку в дрібний порошок (див. табл. 1): *a* – напвлення порошком фракції 80...125  $\mu\text{m}$  + 15% порошок фракції 200...250  $\mu\text{m}$ ; *b* – те саме + 30% порошку фракції 200...250  $\mu\text{m}$ ; *c* – те саме + 30% порошку фракції 315...360  $\mu\text{m}$ ; *d* – включення частинки порошку  $\geq 360 \mu\text{m}$ , що не розплавилось.

Fig. 2. Microstructure of 10R6M5 surfacing steel ( $\times 400$ ), after introduction of large-grained powder particles into fine-grained powder (see Table 1): *a* – surfacing with fine-grained powder (fraction 80...125  $\mu\text{m}$ ) + 15% powder of fraction 200...250  $\mu\text{m}$ ; *b* – the same + 30% powder of fraction 200...250  $\mu\text{m}$ ; *c* – the same + 30% powder of fraction 315...360  $\mu\text{m}$ ; *d* – inclusion of non-melted powder particles  $\geq 360 \mu\text{m}$  in size.

Структура напвленого металу відчутно подрібнюється, а карбідна сітка стає дуже тонкою за вмісту порошку фракцій 315...360  $\mu\text{m}$  до 30% (рис. 2*c*). Зі збільшенням їх частки до 45% структура розорієнтована, але з'являються більші, ніж у попередньому випадку, дендрити, що ростуть у напрямку тепловідведення. При цьому за використання порошку фракцій  $\geq 360 \mu\text{m}$  вірогідність появи в напвленому металі нерозплавлених часток (рис. 2*d*) збільшується.

Досліджували порошок ПГ-10Р6М5 різних фракцій зі суттєво різною мікроструктурою (рис. 3). Порошок фракції 80...125  $\mu\text{m}$ , який під час розпилення кристалізується з більшою швидкістю, дуже дрібний, тому його структуру важко ідентифікувати навіть за збільшення у 2000 разів (рис. 3*b*). Тут зафіксували мартенситні голки і деяку кількість залишкового аустеніту. У структурі порошку фракції 200...250  $\mu\text{m}$  відсутні чіткі мартенситні голки (рис. 3*d*).

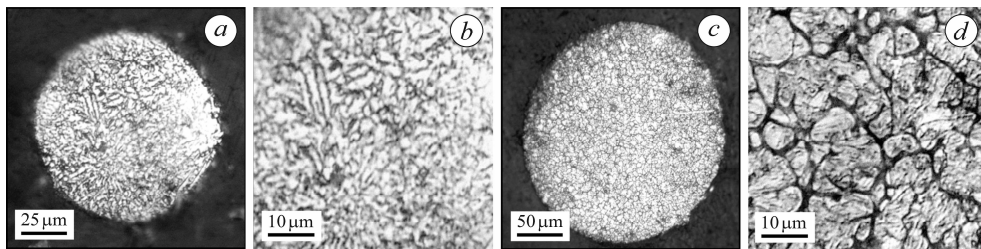


Рис. 3. Мікроструктура частинок порошку ПГ-10Р6М5 розміром 80...125  $\mu\text{m}$  (*a, b*) і 200...250  $\mu\text{m}$  (*c, d*); *a, c* –  $\times 300$ ; *b, d* –  $\times 2000$ . Електролітичне травлення в хромовому ангідриді:  $U = 7 \text{ V}$ ,  $\tau = 3 \text{ s}$ .

Fig. 3. Microstructure of PG-10R6M5 powder particles of size 80...125  $\mu\text{m}$  (*a, b*) and 200...250  $\mu\text{m}$  (*c, d*); *a, c* –  $\times 300$ ; *b, d* –  $\times 2000$ . Electrolytic etching in chromic anhydride:  $U = 7 \text{ V}$ ,  $\tau = 3 \text{ s}$ .

Виконали рентгеноструктурний аналіз порошку різних фракцій та металу, наплавленого ним (табл. 2). У дрібнішому порошку більше  $\gamma$ -фази (59,88%), тоді як у крупнішому її вміст становив 44,86%. В обох фракціях порошку відсутні карбідні включення. У структурі металу, наплавленого порошком дрібної фракції, відбувається перерозподіл вмісту  $\alpha$ - та  $\gamma$ -фаз і з'являється  $\sim 3$  mass% карбідних включень. За наплавлення порошком великої фракції співвідношення цих фаз в наплавленому металі практично не змінюється, а вміст карбідів досягає 5 mass%.

**Таблиця 2. Результати рентгеноструктурного аналізу порошку ПГ-10Р6М5 дрібної та крупної фракцій та наплавленого ним металу**

Досліджуван-ний матеріал	Фрак-ція, $\mu\text{m}$	Кількість $\alpha$ -фа-зи, mass%; пара-метр решітки $a$	Кількість $\gamma$ -фа-зи, mass%; пара-метр решітки $a$	Тип і кількість карбідів, mass%; параметри решітки $a, c$
		nm		
Порошок	80...125	40,12; $a = 0,2885$	59,88; $a = 0,3626$	–
Наплавлений метал 10Р6М5	80...125	62,83; $a = 0,2892$	34,45; $a = 0,3623$	2,72 $\text{Mo}_2\text{C}$ ; $a = 0,2959$ ; $c = 0,4665$
Порошок	200...250	55,14; $a = 0,2897$	44,86; $a = 0,3624$	–
Наплавлений метал 10Р6М5	200...250	51,57; $a = 0,2882$	43,36; $a = 0,3610$	5,07 $\text{Mo}_2\text{C}$ ; $a = 0,2939$ ; $c = 0,4645$

За вмістом  $\alpha$ - та  $\gamma$ -фаз можна припустити, що під час наплавлення порошком великої фракції структура успадковується, оскільки він повністю розплавляється тільки у зварювальній ванні, температурно-часові параметри якої тут суттєво різні, ніж за рівноважного стану. Частинки порошку дрібної фракції за тих же режимів наплавлення повністю розплавляються в дуговому проміжку і потрапляють у зварювальну ванну нагрітими до вищої температури. Температура зварювальної ванни зростає, внаслідок чого може перебудовуватися структура наплавленого металу під час кристалізації.

### ВИСНОВКИ

За результатами оцінки впливу режиму плазмового наплавлення на плавлення в дузі присадного порошку швидкорізальної сталі ПГ-10Р6М5 різних фракцій виявлено, що зі збільшенням частки великих фракцій у порошку дрібних фракцій слід підвищити струм наплавлення. Для повного розплавлення суміші порошків з великих фракцій потрібно значно більший струм дуги, ніж з дрібних.

Встановлено, що фракційний склад порошку впливає на форму валика. Зі збільшенням розмірів часток порошку за одного і того ж струму наплавлення ширина валика зменшується, а його висота збільшується: він стає вузьким і високим, що для наплавлення не завжди бажано та необхідно.

Рентгеноструктурними дослідженнями підтверджено успадкування структури присадного порошку фракції 200...250  $\mu\text{m}$  наплавленим металом: співвідношення  $\alpha$ - та  $\gamma$ -фаз у порошку та наплавленому металі тут зберігається практично повністю. Однак за використання порошку фракції 80... 125  $\mu\text{m}$  за тих же режимів наплавлення це співвідношення суттєво змінюється, що пояснюють вищою

температурою металу зварювальної ванни, за якої вихідна структура присадного порошку під час кристалізації наплавленого металу перебудовується.

1. Баум Б. А. Металлические жидкости. – М.: Наука, 1979. – 120 с.
2. Ершов Г. С., Поздняк Л. А. Структурообразование и формирование свойств сталей и сплавов. – К.: Наук. думка, 1993. – 380 с.
3. Еланский Г. Н., Кудрин В. А. Строение и свойства жидкого металла. – М.: Metallurgy, 1984. – 239 с.
4. Татарина Л. И. Структура твердых аморфных и жидких веществ. – М.: Наука, 1983. – 151 с.
5. Крокстон К. Физика жидкого состояния / Пер. с англ. – М.: Мир, 1978. – 400 с.
6. Белащенко Д. К. Структура жидких и аморфных металлов. – М.: Metallurgy, 1985. – 192 с.
7. Никитин В. И. Управление наследственностью структуры шихты и расплавов – важнейший резерв повышения качества отливок // Литейное производство. – 1988. – № 9. – С. 5–6.
8. Influence of the size of drops and the velocity of flow on the structure and properties of electric-arc coatings / M. Hvozdet's'kyi, Ya. Ya. Sirak, Kh. R. Zadorozhna, and Ya. M. Dem'yanchuk // Materials Science. – 2018. – **53**, № 5. – P. 702–708.  
<https://doi.org/10.1007/s11003-018-0126-y>
9. Korzekwa J., Gądek–Moszczak A., and Zubko M. Influence of the size of nanoparticles on the microstructure of oxide coatings // Materials Science. – 2018. – **53**, № 5. – P. 709–716.  
<https://doi.org/10.1007/s11003-018-0127-x>
10. Influence of the composition of charge of powder wires on the structure and properties of electric-arc coatings / H. V. Pokhmurs'ka, M. Ya. Holovchuk, Yu. V. Dz'oba, V. M. Hvozdet's'kyi, and L. V. Dzubyk // Materials Science. – 2018. – **53**, № 6. – P. 868–874.  
<https://doi.org/10.1007/s11003-018-0147-6>
11. Abrasive wear resistance and tribological characteristics of electrometallized composite coatings / M. M. Student, S. I. Markovych, V. M. Hvozdet's'kyi, O. S. Kalakhan, and V. M. Yuskiv // Materials Science. – 2022. – **58**, № 1. – P. 96–104.  
<https://doi.org/10.1007/s11003-022-00636-4>
12. Corrosion-active non-metallic inclusions in deposited metal from powder-coated 30Kh20MN wire under An-26 flux / Yu. M. Kuskov, M. M. Student, I. L. Bohaichuk, T. V. Kaida, Kh. R. Zadorozhna, and H. H. Veselivska // Materials Science. – 2023. – **58**, № 6. – P. 762–768. <https://doi.org/10.1007/s11003-023-00727-w>
13. Influence of the time interval between the deposition of layers by the SLM technology on the structure and properties of Inconel 718 alloy / S. V. Adjamsky, Z. V. Sazanishvili, Yu. V. Tkachov and H. A. Kononenko // Materials Science. – 2021. – **57**, № 1. – P. 9–16.  
<https://doi.org/10.1007/s11003-021-00508-3>
14. Anisotropy of elastic properties of Inconel 718 alloy specimens obtained by 3D printing / V. V. Usov, N. M. Shkatuliak, D. V. Pavlenko, and O. M. Tkachuk // Materials Science. – 2023. – **59**, № 4. – P. 414–419. <https://doi.org/10.1007/s11003-024-00792-9>
15. Surfacing and additive technologies in welded fabrication / I. Ryabtsev, S. Fomichov, V. Kuznetsov, Y. Chvertko, and A. Banin. – Cham: Springer, 2023. – 226 p.
16. Гладкий П. В., Переплетчиков Е. Ф., Рябцев И. А. Плазменная наплавка. – К.: Экотехнология, 2007. – 292 с.

Одержано 17.07.2024