

3D МОДЕЛЮВАННЯ СТРУКТУРИ НАПЛАВЛЕНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ СИСТЕМИ Fe–Ti–Mo–B–C

О. О. ІВАНОВ¹, П. М. ПРИСЯЖНЮК², Л. Г. БОДРОВА³, Г. М. КРАМАР³,
С. Ю. МАРИНЕНКО³, І. В. КОВАЛЬ³, О. Я. ГУРИК³

¹ ВСП “Фаховий коледж електронних приладів ІФНТУНГ”, Івано-Франківськ;

² Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу;

³ Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

Досліджено структуру наплавленого шару на основі системи Fe–Ti–Mo–B–C. Розроблено методологію 3D моделювання зерна фази Fe(Mo, B)₂, яка охоплює чотири етапи. Програмне забезпечення Blender використано для 3D моделювання, а Image Pro Plus – для аналізу зображень і результатів вимірювань. Виявлено, що в такому наплавленні основна зміцнювальна фаза Fe(Mo, B)₂ утворюється навколо зерен TiC, які виконують роль модифікатора.

Ключові слова: наплавлення, порошкове дугове зварювання, 3D моделювання.

The structure of the deposited layer based on the Fe–Ti–Mo–B–C system is investigated. A methodology for 3D modeling of the Fe(Mo, B)₂ grain has been developed, which includes four stages. Blender software is used for 3D modeling, and the Image Pro Plus software – for image analysis and measurements. The results show that in the Fe–Ti–Mo–B–C surfacing, the main strengthening phase Fe(Mo, B)₂ is formed around TiC grains, which are modifiers.

Keywords: surfacing, powder arc welding, 3D modeling.

Вступ. Наплавлення порошковими електродами [1–3], поряд із наплавленням у захисних газах і дуговим під шаром флюсу, часто використовують для зміцнення, а в деяких випадках – і відновлення деталей машин. Цими методами, не застосовуючи дороговартісного обладнання, можна наплавлювати поверхні деталей складної геометрії, відновлювати деталі машин та елементи конструкцій. Крім того, вдається легко змінювати механічні властивості і хімічний склад наплавленого шару. Для цього найчастіше використовують класичні безвольфрамові матеріали на основі Fe–Cr–C і Fe–Ti–C [4, 5], в деяких випадках експериментують, додаючи ванадій, тантал, ніобій, вольфрам, цирконій, гафній алюміній, бор [6–10], а також менш досліджені матеріали на основі Fe–Ti–Mo–B–C [11]. При цьому підвищуються зносотривкість деталей і загальна довговічність машин, що працюють за інтенсивного абразивного зношування. Мікроструктура (форма, розмір та взаємне розташування включень у матеріалі) – один із важливих чинників, що визначають механічні властивості матеріалів та їх стійкість за різних умов роботи. Тому її дослідження важливе для точнішого визначення будови і форми зерен твердих включень. Варто також зауважити, що стереометрична металографія не дає інформації про внутрішню будову зерен і до того ж складна у застосуванні. Для моделювання і дослідження структури нових матеріалів важливе програмне забезпечення. Таким чином, актуально розробити методологію детального вивчення як зовнішньої, так і внутрішньої будови зерен.

Методи дослідження. Спосіб наплавлення порошковими електродами обрали, щоб отримати значний об'єм напавленого шару. Для наплавлення використовували систему Fe–Ti–Mo–V–C, в якій утворюються тверді фази карбіду титану та бориду молібдену та карбід титану виконує модифікувальну роль для формування рівномірно розподілених включень фази Fe(Mo, V)₂.

Порошкові електроди виготовляли, розмішуючи суміш вихідних компонентів у стрічку низьковуглецевої сталі 08кп (ДСТУ EN 10139:2018). Ширина та висота перерізу електродного дроту 8×2,5 mm, довжина електрода 420 mm. Хімічний склад електрода такий: 8,26 at.% Ti; 8,26 Mo; 22,01 V; 5,51 C і решта – Fe.

Наплавлювали за постійного струму 150 A зі зворотною полярністю і напруги на дузі 30...32 V [12]. Охолоджували у повітрі при 20°C. Наплавлювали у три шари ручним дуговим методом, використовуючи випрямляч ВДУ-506.

Мікроструктуру досліджували методом сканівної електронної мікроскопії за допомогою електронного мікроскопа ZeiSS EVO 40XVP. Твердість за Роквеллом вимірювали за шкалою “С”. Для додаткового аналізу структури використовували мікротвердомір ПМТ-3 з під'єднаною до об'єктива камерою. Для 3D моделювання – програмою Blender [13], а для аналізу зображень і вимірювань – Image Pro Plus.

Результати та їх обговорення. У структурі напавленого шару (рис. 1а) є велика кількість крупних зерен розміром ~ 8 μm. Твердість верхнього шару 65 HRC. За формою перерізів припускали, що зерна кристалізуються у вигляді прямокутних призм, що відповідає тетрагональній кристалічній системі, характерній для фази Fe(Mo, V)₂.

Карбід титану, як модифікатор надзвичайно важливий для формування структури, оскільки забезпечує утворення рівномірно розподілених твердих зерен навколо дрібніших, які виникли за вищих температур, що є результатом відмінностей термодинамічних механізмів появи фаз TiC і Fe(Mo, V)₂.

Розподіл хімічних елементів (рис. 1b–h) у покритті свідчить, що майже весь молібден сконцентрований у кристалах фази Fe(Mo, V)₂, де також підвищений вміст бору. Крім того, присутні окремі зони, які відповідають карбіду титану.

Для детальнішого і точнішого вивчення форми зерна розробили спеціальну методологію 3D моделювання, яка складається з чотирьох етапів. Ділянку дослідження обрали шляхом аналізу структури за допомогою камери DCM510, під'єднаної до мікротвердоміра ПМТ-3. Так отримали повне 3D дослідження мікроструктури матеріалу, а також зовнішньої та внутрішньої геометрії окремого зерна.

Під час першого етапу зразок заздалегідь полірували алмазною пастою та травили за допомогою камери-окуляра DCM510, обирали ділянку структури; на столі твердоміра встановлювали затискний механізм, який центрує зразок до окуляра так, щоб в зображення потрапляла досліджувана ділянка; втискували алмазну піраміду під навантаженням 0,2 kg; отримували знімок структури з відбитком від алмазної піраміди (рис. 2a); далі, щоб зберегти повторний знімок однакового шару, виконували “дослідне” полірування, здійснюючи 300 рухів у вигляді вісімки по алмазній пасті; отримували повторний знімок структури з відбитком алмазної піраміди (рис. 2b); за незмінного збільшення та розширення зображення виконували знімок масштабної лінійки з ціною поділки 10 μm.

На другому етапі за допомогою програми Image Pro Plus визначали довжину однієї поділки масштабної лінійки, яка становила 10 μm = 30 pxl; вимірювали діагоналі відбитків d_1 і d_2 алмазної піраміди до і після (рис. 3) полірування, відповідно, $d_1 = 194,5$ pxl, а $d_2 = 65,5$ pxl; за схемою, поданою на рис. 3, знаходили глибину відбитка h_1 .

Глибину відбитка до полірування h_1 (рис. 2a) визначали за залежністю

$$d_1^2 = 2a_1^2, \quad (1)$$

де a_1 – довжина його сторони.

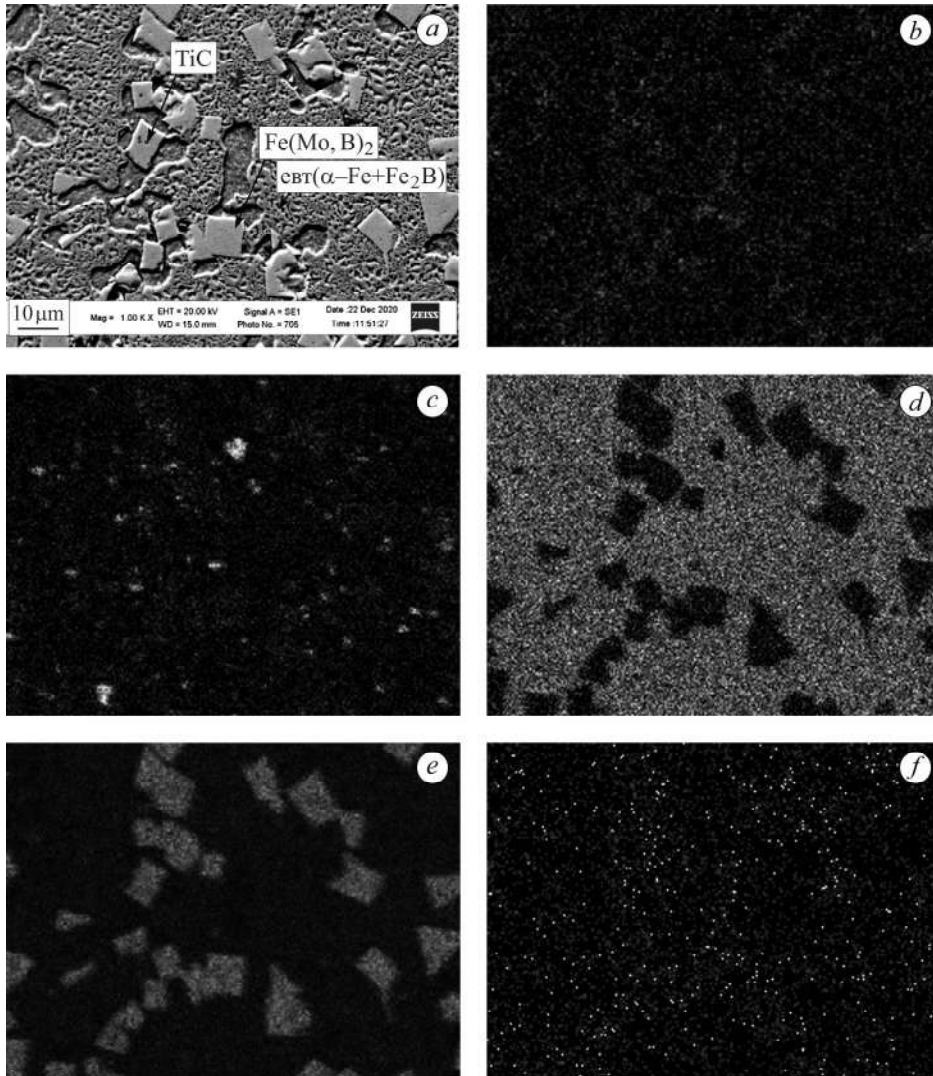


Рис. 1. Мікροструктура наплавленого шару (а) та розподіл у ньому вуглецю (b), титану (c), заліза (d), молибдену (e) та бору (f).

Fig. 1. Microstructure of the deposited layer (a) and distribution of carbon (b), titanium (c), iron (e), molybdenum (f) and boron (g) in it.

У результаті отримали:

$$h_1 = \frac{a_1/2}{\operatorname{tg}68^\circ}, \quad (2)$$

де $h_1 = 27,7$ рхл – глибина відбитка алмазної піраміди.

Аналогічно розраховали глибину відбитка h_2 після полірування, яка становила 9,356 рхл.

Крок полірування обчислювали за формулою

$$\Delta h = h_1 - h_2, \quad (3)$$

$$\Delta h = 27,78 - 9,356 = 18,424 \text{ pxl.}$$

Перевішивши його у мікрометри, отримали $\Delta h = 5,686 \text{ }\mu\text{m}$.

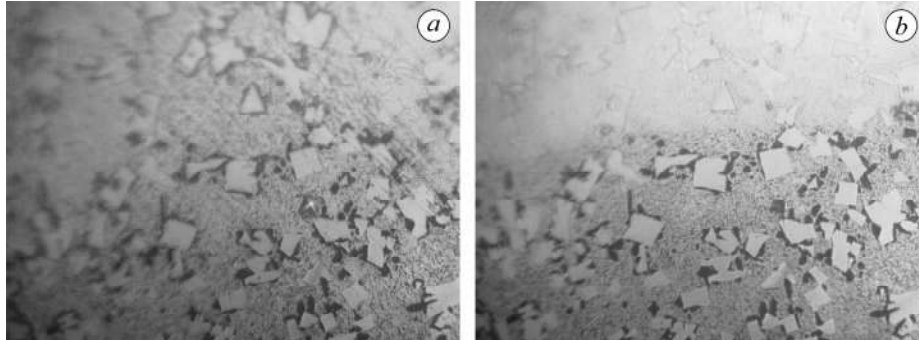


Рис. 2. Відбиток алмазної піраміди в структурі зразка до (а) та після (б) полірування.

Fig. 2. Imprint of the diamond pyramid in the structure of the sample before (a) and after (b) polishing.

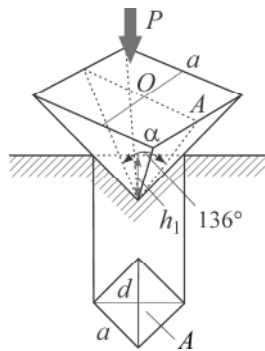


Рис. 3. Схема втискання алмазної піраміди.
Час витримки 15...20 с. А – вид зверху.

Fig. 3. Chart of pressed diamond pyramid.
Holding time 15...20 s. A – top view.

Третій етап полягав у багатократному поліруванні зразка до моменту, поки на досліджуваній ділянці не залишилось слідів спостережуваного кристала. Він склався з 23-х разового полірування та фотографування (рис. 4).

На четвертому етапі моделювали частинку на основі зображень, одержаних під час третього етапу (рис. 4). Використовуючи програмне забезпечення Blender, зображення з рис. 4 розміщували у зворотному порядку з кроком у 18,424 pxl, щоб зберегти співвідношення між їх розмірами та відстанню між ними. Після цього обводили контури частинки, які з'єднували, щоб отримати її 3D-модель, яка складається з 23 полігональних елементів (рис. 5). Геометрія та рельєф збережені, а частинку можна довільно обертати в просторі для більш детального дослідження будови. Крім того, така програма дає можливість імпортувати модель у формати, зручні для інтегрування в інші програми.

Під час моделювання також враховували внутрішню будову частинки (рис. 6). Змодельована внутрішня будова зерна (рис. 6) підтверджує наявність дрібних включень карбіду титану TiC , навколо яких формується основна зміцнювальна фаза $\text{Fe}(\text{Mo}, \text{V})_2$ у вигляді прямокутних призм, що відповідає його тетрагональній кристалічній системі.

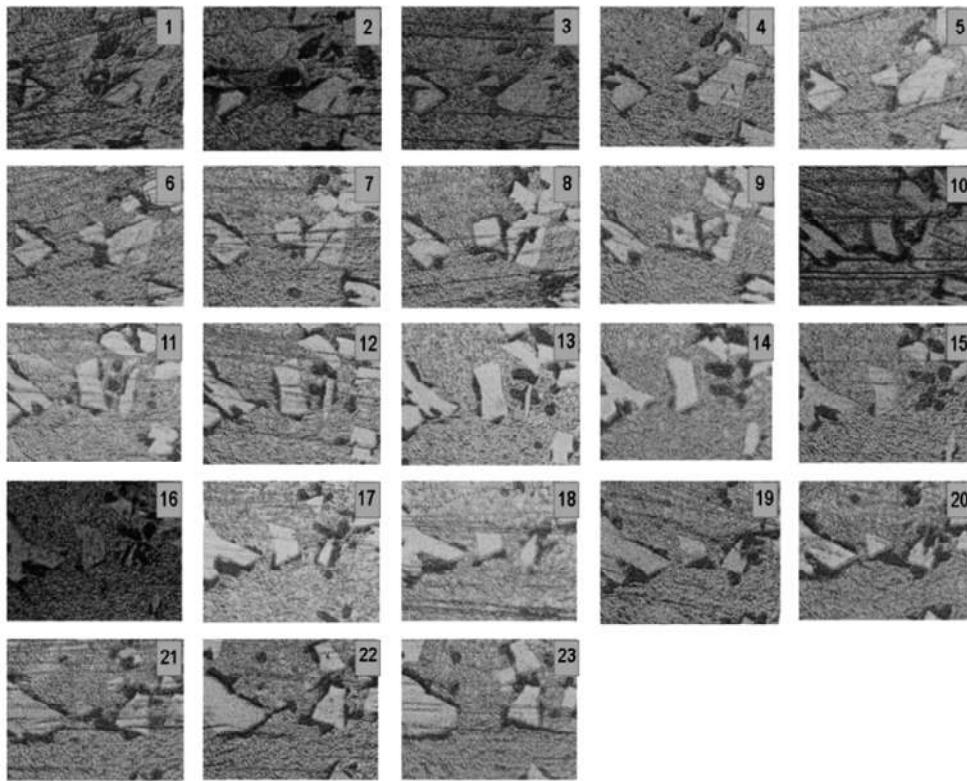


Рис. 4. Зображення структури зразка, отримані після полірування 23 рази.

Fig. 4. Images of the sample structure obtained after 23 times polishing.

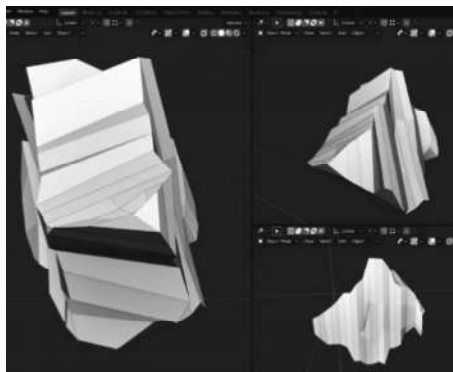


Рис. 5. Fig. 5.

Рис. 5. 3D-модель досліджуваної частинки, виконаної згідно з даними рис. 4.

Fig. 5. 3D model of the investigated particle created according to the data in Fig. 4.

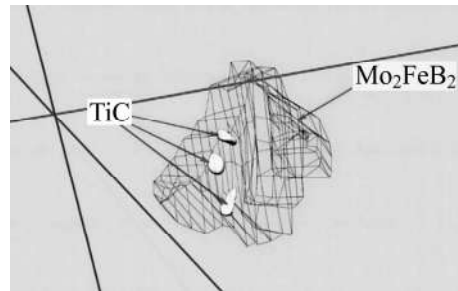


Рис. 6. Fig. 6.

Рис. 6. Внутрішня будова частинки фази $\text{Fe}(\text{Mo}, \text{B})_2$, всередині якої присутні кристали TiC .

Fig. 6. Internal structure of $\text{Fe}(\text{Mo}, \text{B})_2$ phase particle, inside which TiC crystals are present.

ВИСНОВКИ

Твердість поверхні наплавленого шару на основі Fe-Ti-Mo-B-C , отриманого наплавленням порошковими електродами, становить 65 HRC. Результати аналізу мікроструктури та моделювання зовнішньої та внутрішньої структур зерна

засвідчили, що дрібні зерна TiC присутні в зернах фази Fe(Mo, B)₂. Навколо зерен карбіду титану формується основна зміцнювальна фаза Fe(Mo, B)₂ у вигляді прямокутних призм, що підтверджує його модифікувальну роль. Розроблену методологію можна використати для дослідження геометричної будови зерен різних фаз, а також моделювання поведінки матеріалу під час кристалізації.

1. *Effect of incomplete replacement of Cr for Cu in the deposited alloy of Fe–Cr–B–Ti alloying system with a medium boron content (0.5 wt%) on its corrosion resistance* / B. Trembach, M. Sukov, V. Vynar, I. Trembach, V. Subbotina, O. Rebrov, O. Rebrova, and V. Zakiev // *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* – 2022. – **44**, № 4. – P. 493–513.
DOI:10.15407/mfint.44.04.0493
2. *Mechanical properties of Arc coatings sprayed with cored wires with different charge compositions* / M. Student, V. Hvozdetzkyi, T. Stupnytskyi, O. Student, P. Maruschak, O. Prentkovskis, and P. Skačkauskas // *Coatings.* – 2022. – **12**, № 7 – P. 925.
DOI:10.3390/coatings12070925
3. *The effect of increasing the air flow pressure on the properties of coatings during the arc spraying of cored wires* / M. Student, V. Gvozdetzkyi, O. Student, O. Prentkovskis, P. Maruschak, O. Olenyuk, and L. Titova // *Strojnický Casopis.* – 2019. – **69**(4). – P. 133–146.
4. *Comparison of two-body abrasive wear resistance of high chromium boron-containing Fe–Cr–B–13wt%Cr Ti alloy with incomplete replacement of Cr for Cu the Fe–Cr–B–4 wt% Cr–7 wt% Cu–Ti alloy* / B. Trembach, V. Vynar, I. Trembach, and S. Knyazev // *Problems of Tribology.* – 2022. – **27**, № 3/105. DOI:10.31891/2079-1372-2022-105-3-34-40
5. *In-situ TiB₂ and Fe₂Ti intermetallic assisted hard coatings by Fe–Ti–B based hardfacing electrodes* / E. Kocaman, B. Kılınc, S. Şen, and U. Şen // *J. of Alloys and Comp.* – 2022. – **900**. – Article number: 163478.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163478>
6. *The effect of V addition on microstructure and tribological properties of Fe–Ti–C cladding produced by gas tungsten arc welding* / M. Rafieri, H. Ghayour, H. Mostaan, and M. Z. Hosseini // *J. of Mat. Properties Proc. Techn.* – 2019. – **266**. – P. 569–578.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.11.037>
7. *Sadeghi Farzad, Najafi Hamidreza, and Abbasi Alireza The effect of Ta substitution for Nb on the microstructure and wear resistance of an Fe–Cr–C hardfacing alloy* // *Surf. and Coat. Techn.* – 2017. – **324**. – P. 85–91. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.05.067>
8. *Improvement of wear resistance of aluminum alloy by HVOF method* / V. Hutsaylyuk, M. Student, Kh. Zadorozhna, O. Student, H. Veselivska, V. Gvozdetzkyi, P. Maruschak, and H. Pokhmurska // *J. of Mat. Res. and Techn.* – 2020. – **9**, № 6. – P. 16367–16377.
DOI:10.1016/j.jmrt.2020.11.102
9. *Microstructure and abrasive-wear resistance of the vibration-deposited metal of core wires of the basic Fe–Cr–B system* / A. A. Voitovych, H. V. Pokhmurs'ka, M. M. Student, and O. Z. Student // *Materials Science.* – 2016. – **52**, № 3. – P. 365–370.
10. *Effect of friction on phase transitions in the surface layers of FeCrB + Al gas-thermal coatings* / M. M. Student, V. M. Dovhunyk, I. I. Sydorak, H. V. Pokhmurs'ka, and O. I. Yas'kiv // *Materials Science.* – 2000. – **36**, № 4. – P. 607–611.
11. *Microstructure and wear characterization of the Fe–Mo–B–C-based hardfacing alloys deposited by flux-cored arc welding* / M. Bembenek, P. Prysyzhnyuk, T. Shihab, R. Machnik, O. Ivanov, and L. Ropyak // *Materials.* – 2022. – **15**, № 14. – Article number: 5074.
DOI:10.3390/ma15145074
12. *Researching of the structure and properties of FCAW hardfacing based on Fe–Ti–Mo–B–C welded under low current* / O. Ivanov, O. Prysyzhnyuk, L. Shlapak, S. Marynenko, L. Bodrova, and H. Kramar // *Proc. Struct. Integrity.* – 2022. – **36**. – P. 223–230.
DOI:10.1016/j.prostr.2022.01.028.
13. <https://www.blender.org/>.

Одержано 03.01.2023