

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ, НАПЛАВЛЕНИХ ПОРОШКОВИМИ ДРОТАМИ, СИСТЕМИ Fe-Ti-V-C

Присяжнюк П. М., Шлапак Л. С., Трощук Л. Л.
Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу

Анотація. У цій роботі із використанням методики CALPHAD здійснено термодинамічний аналіз системи Fe-Nb-Mo-Ti-V-C у концентраційних діапазонах, які відповідають сплавам для наплавлення на основі Fe, легованих карбідними фазами у рівних об'ємних кількостях. Проведено основні експериментальні дослідження та продемонстровано, що за умов вибраного способу легування в структурі формуються багатокомпонентні карбідні фази із підвищеною твердістю.

Ключові слова: наплавлення, порошкова стрічка, CALPHAD, комплексні карбіди, твердорозчинне зміцнення.

Вступ

Найпоширенішими матеріалами для електродугового нанесення зносостійких покриттів є високохромисті сплави на основі заліза, основною структурною складовою яких є карбідна фаза M_7C_3 . Таким покриттям властива грубозерниста структура, через наявність якої вони характеризуються надзвичайно низькою стійкістю за умов ударних навантажень. Крім того, огранена та видовжена форма карбідних зерен є причиною виникнення концентраторів напружень за циклічних навантажень та поступового викришування наплавленого шару. Це обмежує використання таких сплавів для зміцнення робочих поверхонь обладнання, яке працює за умов складного напруженого стану в сукупності із абразивним зношуванням. Найбільш сприятливим для таких умов роботи є покриття із композитною матрично-армованою будовою, де армувальні фази мають вигляд рівномірно розподілених дисперсних високомодульних включень у міцній та пластичній матриці. Така структура може бути отримана в процесі використання як вихідних компонентів тугоплавких карбідів, які є слабозчинними в залізі та сталях. До таких сполук належать NbC, TiC, VC та Mo_2C . Але використання зазначених сполук у чистому вигляді не є обґрунтованим як із позиції забезпечення необхідного рівня експлуатаційних характеристик, так і з міркувань рентабельності технології процесу зміцнення поверхні. Відповідно до цього, розроблення таких покриттів більш раціонально здійснювати, використавши комбінації різних карбідних фаз із розрахунку на отримання твердих розчинів із підвищеною мікротвердістю, тріщиностійкістю, хімічною та термодинамічною стабіль-

ністю. Саме на таких підходах побудована концепція отримання високоентропійних карбідів, у яких металеві компоненти (у кількості 4 і більше) знаходяться у співвідношеннях, близьких до еквімолярних [1]. Такі тверді розчини характеризуються екстремальним рівнем фізико-механічних характеристик, що є суттєво вищим, як порівняти з вихідними компонентами (простими карбідами).

Таким чином, визначення необхідних умов для формування комплексних карбідних фаз із кількістю компонентів, близькою до еквімолярної, дає можливість для створення покриттів із принципово новими комбінаціями таких експлуатаційних характеристик, як поєднання тріщиностійкості та твердості, антифрикційних характеристик, зносостійкості тощо.

Аналіз публікацій

Формування багатокомпонентних карбідних фаз спостерігається в процесі нанесення покриттів багатьох систем легування. Зокрема авторами роботи [2] здійснені дослідження впливу легування традиційних сплавів для зносостійкого наплавлення системи Fe-Cr-C карбидоутворювальними елементами в таких комбінаціях: Mo-Ti, Mo-W та Mo-Nb-W-V-Ti. У цьому разі в останньому виді співвідношення між легувальними компонентами (в ат. %) становило 1:0.95:0.93:0.28:0.03. За результатами визначення зносостійкості нанесених шарів було встановлено, що найвищою зносостійкістю в процесі тертя вздовж закріпленого абразиву характеризується сплав, який містить усі п'ять легувальних елементів. Дослідження його структури продемонстрували наявність

тугоплавкої фази із порівняно високою густиною, що виділяється у вигляді зерен, форма яких близька до кубічної, з розмірами ~ 5 мкм. Аналіз хімічного складу цієї фази підтверджує наявність у ній слідів усіх легувальних елементів, а тип її розташування – у центральних областях евтектичних карбідів хрому – свідчить про те, що вона здійснює функцію модифікатора. За даними роботи [3], у процесі легування високохромистих сплавів для наплавлення Mo, W та Nb у наплавленому шарі формується фаза із зернами призматичної чотиригранної форми із розмірами ≈ 20 мкм, в якій атомне співвідношення елементів C:Mo:Cr:W:Nb становить 1:0.75:1.1:1.1:0.4. Зазначена фаза співіснує із карбідами ніобію та карбідами заліза-хрому. Зносостійкість покриттів, які містили цю фазу, за умов тертя вздовж незакріпленого абразиву та в умовах аероабразивної ерозії була вищою, як порівняти з покриттями, що містили сферичний реліт ~ 40 об. %. У роботі [4] розглянуто формування структури високоентропійної кераміки (HEC) Hf-Mo-Ta-Ti-C (В) у процесі отримання матеріалів під час електроімпульсного плазмового спікання (SPS). Як вихідні матеріали використовували суміш порошків карбідів з розмірами частинок 1–5 мкм із молярним співвідношенням HfC:Mo₂C:TaC:TiC – 2:1:2:2. Результати дослідження зразків, спечених за 1800 °С, демонструють, що їхня структура не є однофазовою, тобто характерною для високоентропійної кераміки, а складається з двох карбідних фаз із ГЦК-ґратками. В одній із них основний металевий компонент карбідної фази Ta (Ti та Hf) практично відсутній, а в іншій у достатній кількості були присутні всі чотири компоненти, однак атомне співвідношення між Hf:Mo:Ti:Ta становило 2,5:2,4:1,8:1, тобто в еквімолярному співвідношенні знаходились лише Hf та Mo. У разі зменшення розмірів частинок порошку до 1–2 мкм та додавання до суміші активувальної добавки VC спостерігалось утворення лише однієї карбідної фази із ГЦК-ґраткою, у якій було виявлено присутність усіх компонентів у співвідношенні, близькому до еквіатомного (1:0,7:0,8:1). Такий тип формування структури свідчить про те, що фази, у яких є суттєва різниця в кількості металевих компонентів карбідної фази, є проміжними твердими розчинами в процесі формування стабільної карбідної фази із ГЦК-ґраткою та рівним співвідношенням компонентів. Мікротвердість отриманої фази (23,2 ГПа) є близькою до розрахованої за правилом сумішей.

Отже, відповідно до проведеного аналізу літературних джерел, у системах із карбідами NbC, Mo₂C, TiC та VC можливе утворення комплексних карбідних фаз як у процесі кристалізації із розплаву, так і в процесі взаємодії у твердій фазі. Це створює передумови для використання їх як компонентів матеріалів для наплавлення із комплексним легуванням.

Мета і постановка завдання

Метою цієї роботи було встановлення фазових сплавів на основі заліза, легованого карбідами Nb, Mo, Ti та V, за умови їх послідовного додавання в еквімолярних кількостях під час термодинамічного аналізу відповідних багатокомпонентних систем на основі заліза, а також встановлення основних особливостей структури та властивостей покриттів на основі таких систем легування.

Особливості формування структури та властивостей поверхневих шарів, наплавлених порошковими дротами

Термодинамічний аналіз фазового складу в шестикомпонентній системі Fe-Nb-Mo-Ti-V-C здійснювали з використанням опису фаз впровадження підґратковими моделями відповідно до концепції, запропонованої у роботах М. Хіллера [5]. Параметри фаз, що складаються з 4-ох та більше компонентів, отримували за допомогою екстраполяції відомих даних для подвійних та потрійних систем, наведених у роботах [6,7]. Області фазової рівноваги визначали для політермічних квазібінарних систем Fe-MC, де MC – складний або комплексний карбід. Для розрахунку фазової рівноваги в системі Fe-Mn-Ti-Nb-V-Mo-C-Si було створено файл бази даних термодинамічних функцій для програми TCC2 (TCW2), де містилась інформація про параметри всіх подвійних систем та більшість потрійних. Дослідні зразки виготовляли із шарів, наплавлених порошковими електродами, до яких послідовно додавали порошкові карбіди NbC (ТУ 6-09-03-6-75), Mo₂C (ТУ 6-09-03-363-74), TiC (ТУ 6-09-492-75) та VC (ТУ 6-09-03-5-75) у рівних пропорціях за об'ємом. Додавання порошків карбідів до шихти порошкових електродів здійснювалось у таких комбінаціях: NbC (зразок 411), NbC+Mo₂C (зразок 4949), NbC+Mo₂C+TiC (зразок 4947), NbC+Mo₂C+TiC+VC (зразок 4993). Мікросструктуру визначали методом сканівної електронної мікроскопії, а мікротвердість – із використанням твердоміру ПМГ-3.

Аналіз побудованої псевдобінарної діаграми системи Fe-NbC (рис. 1, а) демонструє, що вона належить до евтектичного типу з $T_{\text{пл}}$ евтектики ~ 1750 К та вмістом карбідної фази ~ 5 об. %. Рівноважною фазою в системі є NbC, що, залежно від температури та концентрації, знаходиться в рівновазі з розплавом, аустенітом та феритом, формуючи відповідні дво- та трифазові області. Підвищення вмісту NbC у системі призводить до закономірного збільшення температури плавлення сплавів, незначного зниження температурного інтервалу існування трифазової області A+ Φ +NbC, розширення області L+A+NbC та практично не впливає на температурний діапазон існування двофазових областей A+ NbC та Φ +NbC. Наявність NbC запобігає утворенню цементиту в системі, що призводить до того, що структура всіх сплавів за кімнатної температури двофазова Φ +NbC. Додавання NbC та Mo_2C в еквімолярних кількостях призводить до кардинальної зміни виду діаграми фазової рівноваги (рис. 1, б) завдяки появи нової фази M_6C (типу $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$), яка співіснує з іншими фазами діаграми стану, формуючи дво- три- та чотирифазові області. Карбід M_6C кристалізується із розплаву за умов, якщо вміст $\text{C}_{\text{зв}}$ > 20 % а також у результаті евтектичної реакції $\text{L} \rightarrow \text{A} + \text{M}_6\text{C}$ за 1500 К та концентрації $\text{C}_{\text{зв}} \sim 19$ об. %. Підвищення вмісту карбідних фаз у системі призводить до стабілізації фериту та розширення концентраційно-температурних областей існування A+ Φ +(Nb,Mo)C+ M_6C і Φ +(Nb,Mo)C+ M_6C . Структура всіх сплавів після кристалізації є трифазовою та складається із фериту та карбідів (Nb,Mo)C і M_6C .

Наступне додавання TiC до NbC:Mo₂C суттєво на вигляд фазової не впливає (рис. 1, в) та здебільшого проявляється у збільшенні стабільності аустеніту. Це відображається у збільшенні концентраційного діапазону існування областей A+ Φ +(Nb,Mo,Ti)C та A+ Φ +(Nb,Mo,Ti)C+ M_6C . Подальше додавання VC до системи NbC:Mo₂C:TiC призводить до суттєвих змін у типі фазової рівноваги псевдобінарної системи залізо-багатокомпонентний карбід (рис. 1, г): значно збільшується стабільність карбідної ГЦК-фази та розміри двофазових областей її співіснування із феритом та аустенітом; на ~ 250 К знижується температура початку евтектичного перетворення $\text{L} \rightarrow \text{A} + \text{NbC}$ за збільшення кількості зв'язаного вуглецю; звужуються концентраційно-температурні області фазової рівноваги за участю карбиду M_6C ; евтектичне перетворення $\text{L} \rightarrow \text{A} + \text{M}_6\text{C}$ зміщується в область нижчих температур та вищих концентрацій карбідної фази.

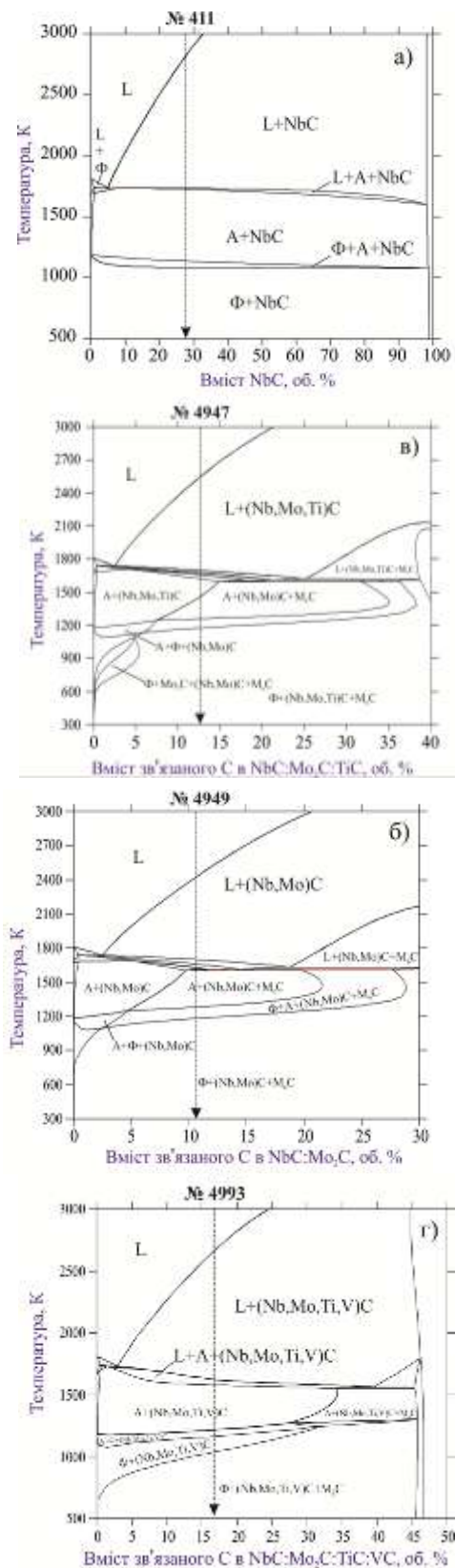


Рис. 1. Характер зміни псевдобінарної діаграми стану системи залізо-карбід у випадку послідовного додавання карбідів в еквімолярних кількостях: а - система Fe-NbC; б - система Fe-NbC-Mo₂C; в - система Fe-NbC-Mo₂C-TiC; г - система Fe-NbC-Mo₂C-TiC-VC

Загалом аналіз псевдобінарних діаграм системи залізо-багатокомпонентний карбід демонструє, що підвищення кількості металевих компонентів карбідних фаз в еквімолярних кількостях сприяє стабілізації карбідної фази, а кристалізація аустеніту із розплаву відбувається за евтектичною реакцією. Таким чином, основними рівноважними структурними складовими сплавів за кімнатної температури будуть ферито-карбідна евтектика (багата феритом) та складний карбід типу MeC .

Кристалізація карбідної фази в системі Fe-NbC починається за температури ~ 2800 K

(рис. 2, а), у цьому випадку склад карбіду несуттєво відрізняється від стехіометричного співвідношення в бік дефіциту вуглецю та в разі подальшого охолодження наближається до рівного співвідношення металу та вуглецю (рис. 3, а). Карбідна фаза стехіометричного складу може існувати до кімнатної температури. Її кількість становить ~ 30 об. % Додавання Mo_2C (рис. 2, б) призводить до того, що на початкових стадіях кристалізації у ГЦК-карбідній фазі міститься одночасно Mo та Nb (рис. 3, б), тоді кількість Mo є в 7 разів нижчою, ніж Nb .

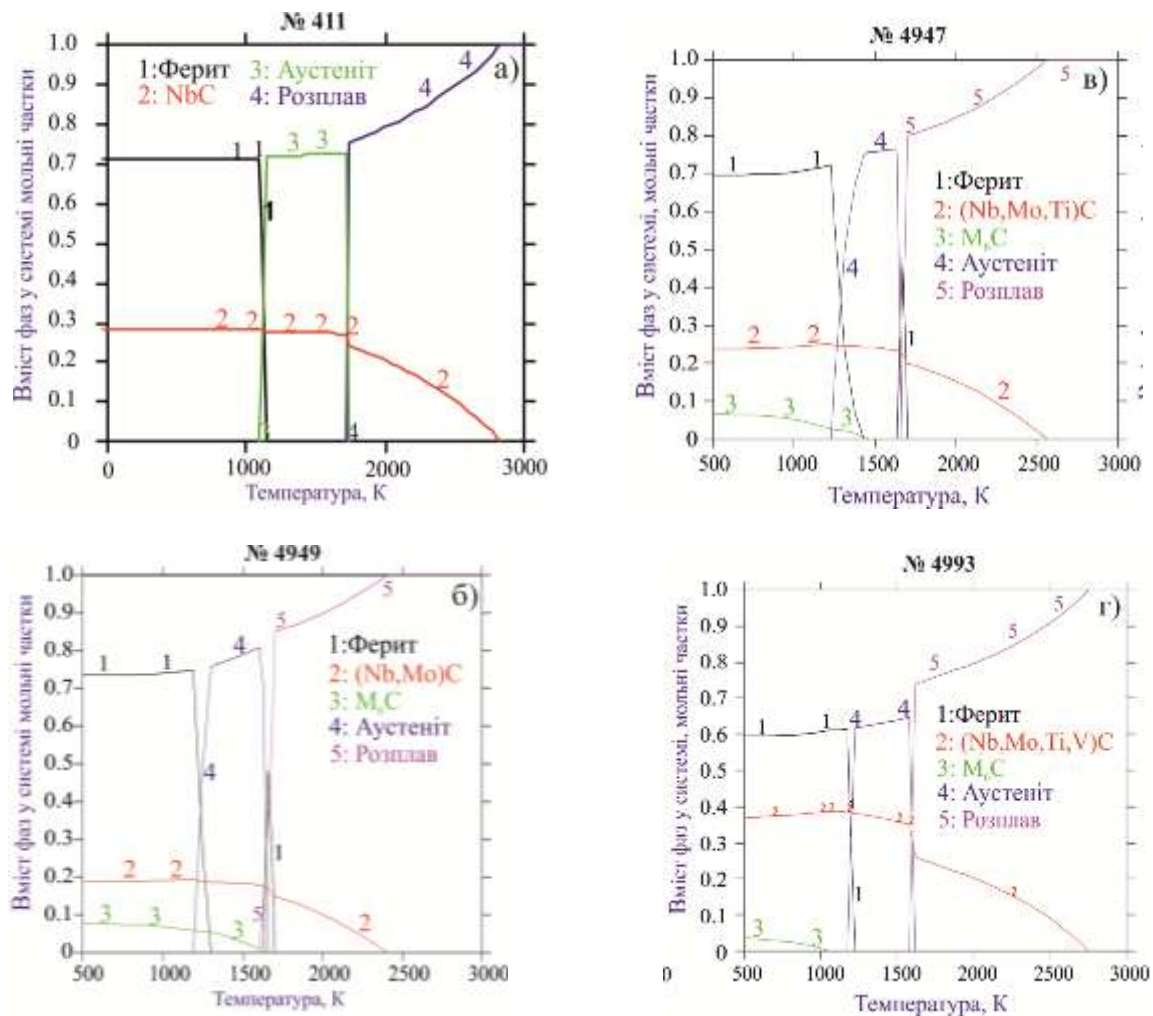


Рис. 2. Розраховані температурні залежності кількості фаз для дослідних сплавів систем залізо-карбід за умови послідовного додавання карбідів в еквімолярних кількостях: а – система Fe-NbC; б - система Fe-NbC-Mo₂C; в – система Fe-NbC-Mo₂C-TiC; г – система Fe-NbC-Mo₂C-TiC-V

За умови подальшого зниження температури спостерігається тенденція до вирівнювання концентрацій металевих складових у карбідній фазі, зокрема інтенсивне вирівнювання концентрацій відбувається на етапі

проходження кристалізації аустеніту за евтектичною схемою.

Під час цього процесу склад карбідної фази стабілізується на рівні, що відповідає стехіометричному співвідношенню $\sim Nb_{0.72}Mo_{0.28}C$. Подальше додавання TiC призводить до того,

що температура початку кристалізації карбідної ГЦК-фази зростає (становить 2700 К) (рис. 2, в), а до її складу належать одразу всі три металеві компоненти у різних кількостях (у порядку складання Nb→Ti→Mo) (рис. 3, в). Подальше охолодження призводить до того, що концентрації Nb та Ti мають тенденцію до вирівнювання концентрації, що після кристалізації аустеніту встановлюється на рівні ~22 ат. %

Одночасно наявність Ti гальмує розчинення Mo в ГЦК-карбідній фазі та практично не впливає на кількість та температурний діапазон утворення карбиду M_6C . Розширення системи легування NbC:TiC:Mo₂C через додавання VC призводить до підвищення

температури початку кристалізації сплавів, зокрема дослідного, до температури ~2700 К (рис. 2, г). На початкових стадіях кристалізації склад карбідної фази характеризується високим вмістом Nb, Ti та порівняно низьким V, Mo (рис. 3, г). Як і в попередніх випадках, за умови зниження температури концентрація компонентів у карбідній фазі має тенденцію до вирівнювання (завдяки збільшенню Mo та V і зменшенню Nb і Ti). У випадку концентрації аустеніто-карбідної евтектики вирівнювання концентрацій має стрибкоподібний характер, та за умови подальшого зниження температури незначно змінюється лише в бік зниження вмісту Mo внаслідок утворення карбиду M_6C .

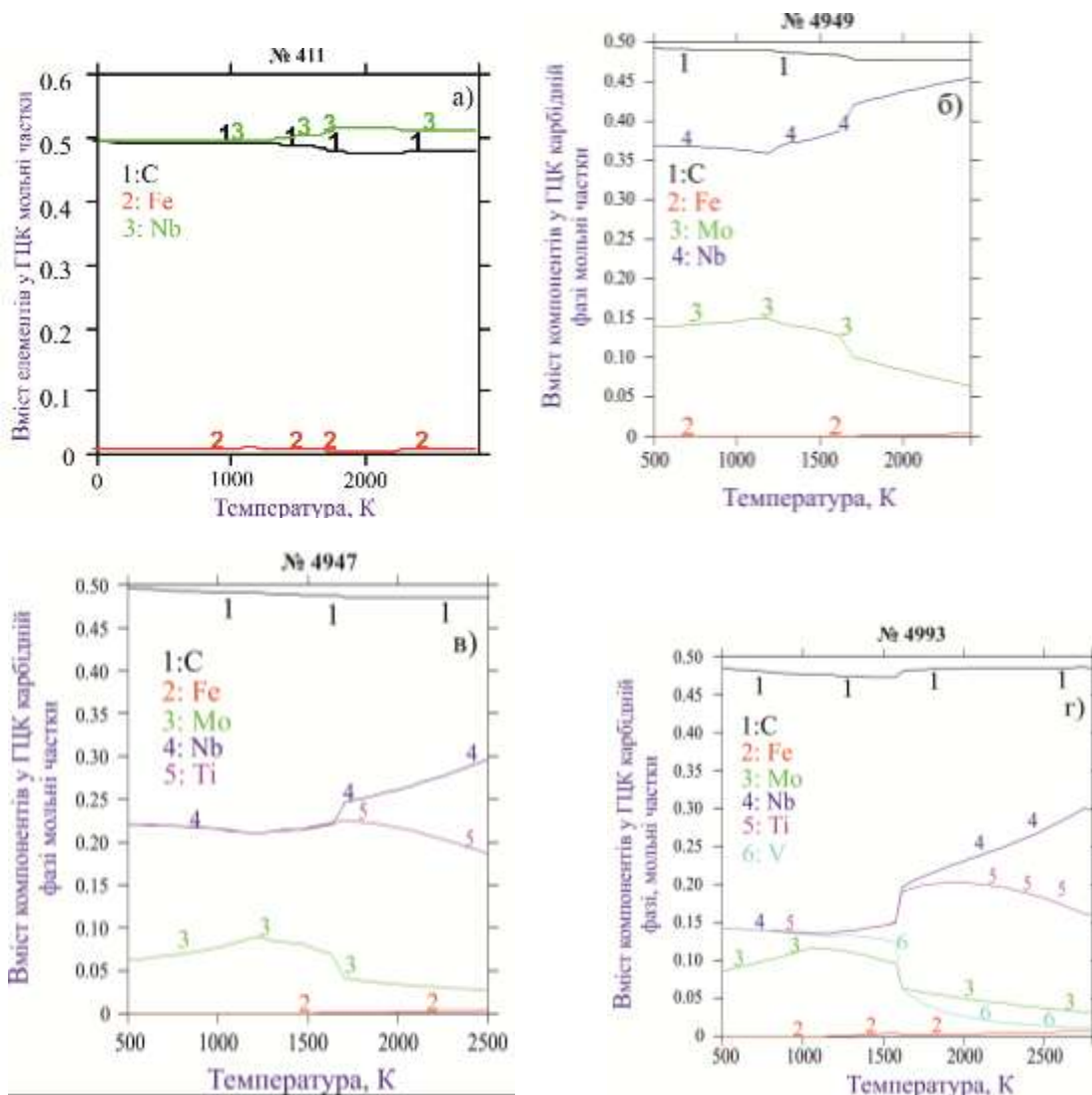


Рис. 3. Розраховані температурні залежності складу карбідної фази для дослідних сплавів системи залізо-карбід за умови послідовного додавання карбідів в еквімолярних кількостях: а - система Fe-NbC; б - система Fe-NbC-Mo₂C; в - система Fe-NbC-Mo₂C-TiC; г - система Fe-NbC-Mo₂C-TiC-V

Необхідно зазначити, що у загальному випадку за додавання всіх 4-ох компонентів суттєво гальмується або стає термодинамічно невідповідним формуванням інших карбідних фаз. Так, наявність карбідів M_7C_3 , M_2C_6 , ξ -карбід, η -карбід тощо, можливість появи яких враховувалась у процесі термодинамічних розрахунків, під час запропонованого способу легування не були виявлені. Температура появи карбіду M_6C у процесі багатокомпонентного легування зміщується із ~ 1600 К до ~ 1450 К, а його кількість зменшується від 8 до 2 об. %. Співвідношення компонентів у карбідній фазі, яка утворюється в процесі багатокомпонентного легування за запропонованою схемою $Nb_{28}Ti_{28}V_{28}Mo_{16}C$, відповідає сучасним уявленням про склад високоентропійних сплавів.

Структура шару, наплавленого електродним матеріалом 4993, є шаром фериту, в якому рівномірно розподілені дисперсні (розмірами 2–5 мкм) вклучення комплексного карбіду $(Nb, Ti, V, Mo)C$ (рис. 4).

Зона сплавлення визначається відсутністю дефектів структури у вигляді пор та тріщин. Мікротвердість перехідної зони з боку покриття змінюється від 700 до 500 H_{200} , тоді як мікротвердість основного металу становить $\sim 300 H_{200}$.

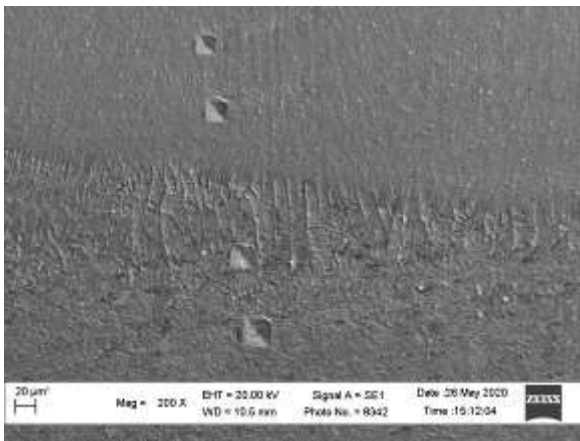


Рис. 4. Мікроструктура зони сплавлення покриття, отриманого із порошкової стрічки, заповненої порошками NbC , Mo_2C , TiC та VC у рівних об'ємних кількостях

Слідів проходження мартенситного перетворення в перехідному та нанесеному шарі в процесі мікроскопічних досліджень не було виявлено. Результати визначення твердості нанесених покриттів за Роквелом (рис. 5) демонструють, що порошкові стрічки, які

містять лише порошок NbC , характеризуються низькою твердістю (~ 28 HRC), а додавання Mo_2C призводить до її різкого зростання на 20 HRC. У разі додавання TiC твердість залишається незмінною, а в разі подальшого додавання VC – зростає до значення ~ 55 HRC.

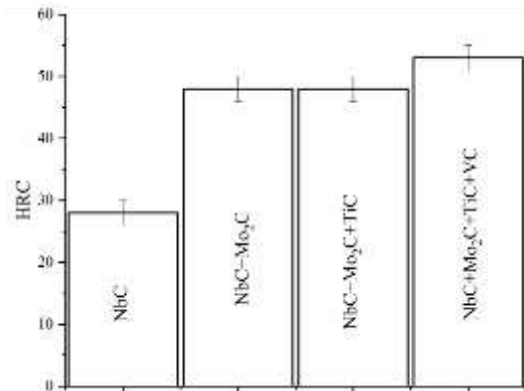


Рис. 5. Зміна твердості наплавленого шару, залежно від складу шихти за умови додавання карбідів Nb , Mo , Ti , V у рівних об'ємних кількостях

Висновки

Під час термодинамічного аналізу системи $Fe-Nb-Mo-Ti-V-C$ у концентраційних діапазонах, які відповідають сплавам багатих залізом із добавками карбидуутворювальних елементів та вуглецю у рівних співвідношеннях, визначено, що за такого способу легування термодинамічно корисним є формування багатокомпонентної карбідної фази впровадження із ГЦК-ґраткою. Експериментальний аналіз демонструє, що зазначена фаза була виявлена в процесі електронно-мікроскопічних досліджень поверхневих шарів, нанесених за допомогою електродугового наплавлення порошковими електродами системи легування $Fe-Nb-Mo-Ti-V-C$ як дисперсні вклучення, рівномірно розташовані у феритній матриці. Тип зміни (підвищення) твердості покриттів у разі послідовного додавання до шихти карбідних компонентів не корелює із розрахованими за правилом сумішми, тому може свідчити про формування у багатокомпонентній карбідній фазі міжкатомних зв'язків, міцність яких перевищує міцність зв'язків у вихідних компонентах, а поруч із ентропійною складовою є причиною її високої термодинамічної стабільності. У подальших дослідженнях необхідно проаналізувати формування фаз цієї системи з позиції електрон-електронної взаємодії у

межах теорії густини функціонала та здійснити повний факторний експеримент для встановлення регресійних залежностей між твердістю, зносостійкістю та співвідношенням карбідних компонентів у шихті порошкових електродів.

Література

1. Zhang, R. Z., Reece, M. J. Review of high entropy ceramics: design, synthesis, structure and properties. *Journal of Materials Chemistry A*. 2019. №7(39). PP. 22148–22162.
2. Pawar, S., Jha, A. K., Mukhopadhyay, G. REffect of different carbides on the wear re-sistance of Fe-based hardfacing alloys. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materi-als*. 2019. №78. PP. 288–295.
3. Kirchgäßner, M., Badisch, E., Franek, F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear*. 2008. № 265(5-6). PP. 772–779.
4. Zhang, H., & Akhtar, F. Processing and characterization of refractory quaternary and quinary high-entropy carbide composite. *Entropy*. 2019. №21(5). P. 474.
5. Hillert M. Some viewpoints on the use of a computer for calculating phase diagrams. *Physica B+C*. 1981. №103(1). PP. 31–40.
6. PrecHiMn-4-A ther-modynamic database for high-Mn steels. *Calphad / Hallstedt, B. ta in*. 2017. №56. PP.49–57.
7. Thermodynamic Approach to the Development and Selection of Hardfacing Materials in Energy Industry / Shihab, T. ta in. *Management Systems in Production Engineering* 2020. № 28(2). PP. 84–89.

References

1. Zhang, R. Z., Reece, M. J. Review of high entropy ceramics: design, synthesis, structure and properties. *Journal of Materials Chemistry A*. 2019. №7(39). PP. 22148–22162.
2. Pawar, S., Jha, A. K., Mukhopadhyay, G. REffect of different carbides on the wear re-sistance of Fe-based hardfacing alloys. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materi-als*. 2019. №78. PP. 288–295.
3. Kirchgäßner, M., Badisch, E., Franek, F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear*. 2008. № 265(5-6). PP. 772–779.
4. Zhang, H., & Akhtar, F. Processing and characterization of refractory quaternary and quinary high-entropy carbide composite. *Entropy*. 2019. №21(5). P. 474.
5. Hillert M. Some viewpoints on the use of a computer for calculating phase diagrams. *Physica B+C*. 1981. №103(1). PP. 31–40.
6. PrecHiMn-4-A ther-modynamic database for high-Mn steels. *Calphad / Hallstedt, B. ta in*. 2017. №56. PP.49–57.

7. Thermodynamic Approach to the Development and Selection of Hardfacing Materials in Energy Industry / Shihab, T. ta in. *Management Systems in Production Engineering* 2020. № 28(2). PP. 84–89.

Присяжнюк Павло Миколайович¹, к.т.н., доцент кафедри зварювання, тел. (0342) 50-66-12, e-mail: pavlo1752010@nung.edu.ua.

Шляпак Любомир Степанович¹, д.т.н., завідувач кафедри зварювання, тел. (0342) 50-66-12, e-mail: tzn@nung.edu.ua.

Троцюк Любомир Любомирович¹, аспірант кафедри зварювання, тел. (0342) 50-66-12, e-mail: ztk@nung.edu.ua,

¹Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, вул. Карпатська, 15, м. Івано-Франківськ, 76019, Україна.

Prospects of development of Fe-based hardfacing materials by its complex alloying with Nb, Mo, Ti and V carbides

Abstract. In most cases formation of binary and solid solutions between refractory compounds such as carbides and borides of Ti, Nb, Mo and V leads to the significant increasing of microhardness and grain refinement in comparison with pure components. It is caused by differences in atomic radii together with electron-electron interactions leading to the appearance significant stresses in crystal lattice. In multicomponent systems the values of such stresses increase when number of solution components becomes more than two and continue to increase up to its decomposition into several phases. The goal of this study was to determine the temperature and concentration ranges of existence of solid solution based on four refractory carbides (NbC, TiC, Mo₂C and VC) in system with Fe during step by step alloying in equimolar amounts and its general properties. Theoretical determination of the temperature dependencies of the stable phase regions, phase amounts and its composition were performed using CALPHAD technique. Calculations were performed for Fe-rich alloys of Fe-Nb-Ti-Mo-V-C system which were presented in form of pseudobinary Fe - carbide diagrams. Samples for structure and properties investigations were prepared using flux-cored arc welding with hardfacing alloys corresponding to typical sections of pseudobinary systems on low carbon steel substrate. Microstructure investigations were performed using scanning electron microscopy (SEM) and microhardness measurements. Hardness was also measured by Rockwell technique (scale C). Results show, that equimolar alloying with chosen carbides leads to the formation of a complex (Nb, Mo, Ti, V)C carbides with high thermodynamic stability. During proposed step by step aloying hardness increases from 27 to 52 HRC when number of carbide components increases. It allows to use proposed alloying system in specified concentration ranges for development of new hardfacing materials

for working conditions, where failure of surface layer caused by high dynamic and (or) cyclic loads may occur.

Key words: *hardfacing, flux-cored wire, Calphad solid solution, hardening,*

Prysyazhnyuk Pavlo¹, associate professor, PhD in Engineering, Welding Department, tel. +38 034-250-66-12, pavlo1752010@gmail.com,
Shlapak Liubomyr¹, professor, Dr. Sc. in Engineering, Welding Department, tel. +38 034-250-66-12, tzn@nung.edu.ua,
Troshchuk Liubomyr¹, PhD student, Welding Department, tel. +38 034-250-66-12, ztk@nung.edu.ua,

¹Ivano-Frankivsk National Technical University of Oil and Gas, 15, Karpatska str., Ivano-Frankivsk, 760197, Ukraine.

Перспективы разработки материалов для электродуговой наплавки на основе железа при комплексном легировании карбидами Nb, Mo, Ti и V

Аннотация. В данной работе с использованием методики CALPHAD проведен термодинамичес-

кий анализ системы Fe-Nb-Mo-Ti-V-C в концентрационных диапазонах, соответствующих сплавам для наплавки на основе Fe, легированных карбидными фазами в равных объемных количествах. Проведены основные экспериментальные исследования и показано, что в условиях выбранного способа легирования в структуре формируются многокомпонентные карбидные фазы с повышенной твердостью.

Ключевые слова: *наплавка, порошковая лента, CALPHAD, комплексные карбиды, твердорастворное упрочнение*

Присяжнюк Павел Николаевич¹, к.т.н., доцент кафедры сварки, тел. (0342) 50-66-12, e-mail: pavlo1752010@nung.edu.ua,

Шлапак Любомир Степанович¹, д.т.н., заведующий кафедры сварки, тел. (0342) 50-66-12, e-mail: pavlo1752010@nung.edu.ua.

Трошук Любомир Любомирович¹, аспирант кафедры сварки, тел. (0342) 50-66-12, e-mail: ztk@nung.edu.ua,

Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, ул. Карпатська, 15, г. Івано-Франківськ, 76019, Україна.