

DOI: 10.34185/1991-7848.2023.01.02

УДК 621.762.666.03

М.П. Гадзира, Н.К. Давидчук, Я.Г. Тимошенко, М.О. Пінчук

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ МОДИФІКУВАННЯ ВУГЛЕВМІСНИМИ ПОРОШКОВИМИ КОМПОЗИТАМИ НА СТРУКТУРУ ТА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА.

***Анотація.** Вивчено фазовий склад порошкових композицій (лігатур), утворених шляхом взаємодії нанорозмірних карбідів з порошковими металами. Досліджено особливості мікроструктури сплаву на основі заліза з додаванням розроблених лігатур та визначена їх твердість. Встановлено що, завдяки присутності нанорозмірних композитів в розплаві, формується високодисперсна структура з включеннями областей мікроевтектик, що забезпечують високу стійкість до абразивного зношування сплаву.*

***Ключові слова:** карбід кремнію, карбід титану, карбід вольфраму, карбід хрому, магній, алюміній, титан, заліза, перлітна структура.*

Постановка проблеми

Виробництво і застосування модифікаторів представляє складну науково-технічну проблему. Одним з основних її аспектів є розробка ефективних технологічних процесів їх виробництва, що забезпечують високий наскрізний витяг активних елементів з сировини. Не менш складною є розробка раціональних складів композитів, що забезпечують простоту, безпеку і економічність модифікування металу. Застосування високолегованих металевих сплавів з високими експлуатаційними властивостями часто стають не вигідними з-за їх високої вартості. Тому потрібно використовувати більш дешеві альтернативні матеріали, які не поступаються по своїм спеціальним властивостям металевим сплавам. Високодисперсні композиційні порошкові матеріали, які містять в своєму складі карбідні та інші вуглевмісні сполуки можуть виконувати роль модифікаторів при створенні високоміцних та зносостійких сплавів на основі заліза. Проте детального вивчення їх впливу на

структуру та механічні властивості сплавів на основі заліза не проводилось вітчизняними дослідниками.

Аналіз останніх досліджень і публікацій

Однією із важливих проблем сучасної металургії є створення високоміцних, корозійностійких та зносостійких сплавів, шляхом прямого відновлення руди з наступним легуванням в електродугових печах. Значні резерви підвищення якості металу закладені в можливості активного та цілеспрямованого формування структури і властивостей шляхом введення в розплав в перед кристалізаційний період раціонально вибраних модифікаторів і легуючих добавок [1], [2], [3], [4]. Модифікування і легування металів є найбільш економічними і високоефективними методами впливу на формування структури відливок і придання металу підвищених експлуатаційних властивостей.

Мета дослідження. Метою даної роботи є розробка порошкових вуглевмісних композицій та використання їх як модифікаторів при сплавленні залізного порошку для покращення технологічних властивостей сплаву.

Викладення основного матеріалу дослідження

Методика експерименту

В якості вихідних компонентів синтезу вуглевмісних сполук шляхом взаємодії нанорозмірних карбідів з металами, використовували синтезовані в лабораторних умовах карбіди кремнію, хрому, титану і вольфраму, а також порошок магнію, дисперсні порошки алюмінію, титану та заліза.

Формування порошкових сумішей складу 50 карбіди – 50 Me (% (мас.)) проводили на планетарному млині «Санд» з твердосплавними кульками (WC-Co). Термічну обробку порошкових брикетів проводили в печі опору у вакуумі середнього ступеню (ДСТУ 2758-94). В процесі оптимізації була визначена температура нагріву для кожної системи окремо. Для взаємодії карбідів з магнієм - 700 °С, з алюмінієм - 900°С, з титаном – 1000°С, з залізом - 1100 °С. Нагрів проводили зі швидкістю 50 °С/ хв, з наступною витримкою протягом 30 хвилин. Отримані зразки після

нагрівання подрібнювали та розмелювали протягом 30 хвилин в планетарному млині «Санд», після чого проводили рентгенографічний аналіз фазового складу кожної утвореної композиції. Рентгеноструктурний аналіз фазового складу продуктів взаємодії проводився на дифрактометрі ДРОН – УМ1 (CuK_α – випромінювання).

Приготування вихідних сумішей, для отримання металокомпозитів здійснювали аналогічно вище описаному методу змішування реакційних сумішей. Отримані 16 порошкових складів (10% лігатура 1-16 + 90%Fe), брикетували в таблетки в металевій прес-формі діаметром 30 мм.

Сплавлення зразків проводили на установці гарячого пресування СВД-120 при температурі 1750°C протягом 30 хвилин в середовищі аргону.

Мікроструктуру сформованих зразків на основі заліза досліджували за допомогою растрового електронного мікроскопу. Мікротвердість визначали на приборі ПМТ-3 при навантаженні 0,2 кг, а вимірювання твердості проводили по Вікерсу при навантаженні 5 кг.

Результати експерименту та їх обговорення

Аналіз даних рентгенографічного дослідження (табл.1) порошкових композицій (лігатури), утворених в системах: карбіди - магній, карбіди - алюміній, карбіди – титан, карбіди – залізо при різних температурах показав їх багатокомпонентний фазовий склад.

Згідно даних таблиці, утворені порошкові продукти містять складні сполуки карбідів, силіцидів, оксидів та інтерметалідів, а також певну кількість непрореагованих металів. Слід зазначити, що в складі кожної порошкової композиції ідентифікована фаза вільного вуглецю, утвореного з карбідів, ймовірно з анізотропною структурою скелетонного типу. Нова структурна форма вуглецю (CDC) зі структурами від аморфної до високо упорядкованої графітової природи, утворюється шляхом селективного видалення атомів металу або металоїду з кристалічного попередника – карбіду металу [5], [6].

Таблиця 1

Фазові склади утворених порошкових композицій (лігатур)

№ лігатури	Фазовий склад композиційного порошку, %
	Система - карбіди + магній
1	SiC, Mg, C_G, Mg ₂ Si, Si ₃ N ₄
2	TiC, Mg, C_G, (Ti,Mg) ₃ O ₅
3	WC, Mg, C_G, W ₂ C, W
4	Cr ₇ C ₃ , Mg, C_G, Cr ₃ C ₂ ,
	Система - карбіди + алюміній
5	SiC, Al, C_G, Si
6	TiC, Al, C_G, Al ₂ O ₃ , Ti ₃ AlC ₂
7	Al ₅ W, Al ₁₂ W, C_G,
8	Al ₈ Cr ₅ , Cr ₂ AlC, C_G
	Система - карбіди + титан
9	TiC, SiC, C_G, Ti ₅ Si ₃ , Ti ₃ SiC ₂ , 2,2Ti ₆ O
10	TiC, Ti ₂ O ₃ , C_G, Ti ₆ O
11	WC, W, TiC, C_G
12	Cr ₇ C ₃ , TiC
	Система - карбіди + залізо
13	SiC, Fe, Fe ₃ Si, C_G
14	TiC, TiO ₂ , C_G, Ti ₃ O ₅ , Fe
15	WC, Fe ₃ W ₃ C, C_G, WO ₃ , Fe
16	Cr ₇ C ₃ , (CrFe) ₇ C ₃ , Fe ₃ O ₄ , C_G

Порошок заліза марки ПЖР (середній розмір частинок 100-150 мкм) та синтезовані дисперсні порошкові лігатури, утворені взаємодією нанорозмірних карбідів кремнію, хрому, титану, вольфраму з магнієм, алюмінієм, титаном та залізом використовували в якості вихідних компонентів для формування композитів на основі заліза. З метою встановлення закономірності їх впливу на структуроутворення та зміцнення металокомпозитів дотримувались одного співвідношення: до порошку заліза марки ПЖР (середній розмір частинок 100-150 мкм) додавали 10% всіх розроблених лігатур.

Вивчення зображень мікроструктури сформованих композитів показали, що характерною особливістю їх є прояв смугастого контрасту на зображеннях травлених поверхонь зразків в растровому мікроскопі (рис. 1). Товщина

яскравих смуг, що уособлюють ідентифікацію високодисперсної перлітної структури не перевищує 0,5 мкм.

Крім того, важливою ознакою є також прояв на мікрофотографіях областей мікроевтектик з ледебуритною структурою (рис. 2). Розмір таких областей складає від 10 до 30 мкм. Також спостерігається їх рівномірний розподіл по всьому об'єму зразків.

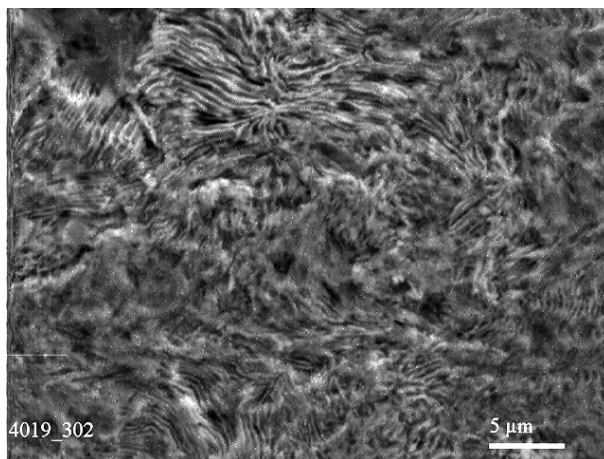


Рисунок 1 - Типовий фрагмент мікроструктури композитів на основі заліза, утворений з додаванням синтезованих вуглевмісних сполук

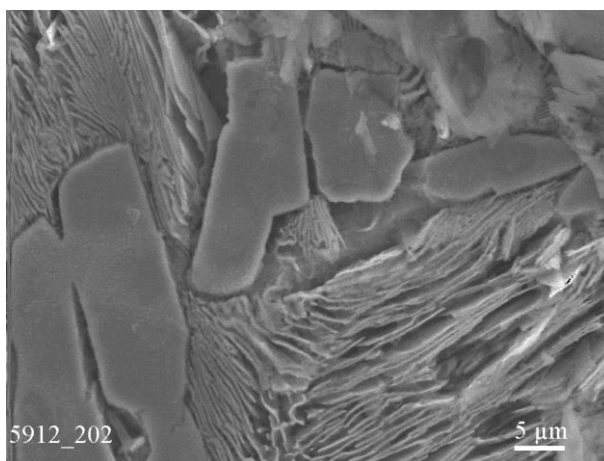


Рисунок 2 – Типовий фрагмент мікроструктури композитів на основі заліза, утворений з додаванням синтезованих вуглевмісних сполук, що сприяють утворенню мікроевтектик

Іншою характерною ознакою мікроструктури досліджуваних композитів є прояв смугастої структури разом з евтектичними

подовгуватими утвореннями, що розміщуються переважно по границям дисперсних зерен . Товщина таких евтектик не перевищує 1,0-1,5 мкм, а їх розгалужена довжина складає до 100 мкм (рис.3).

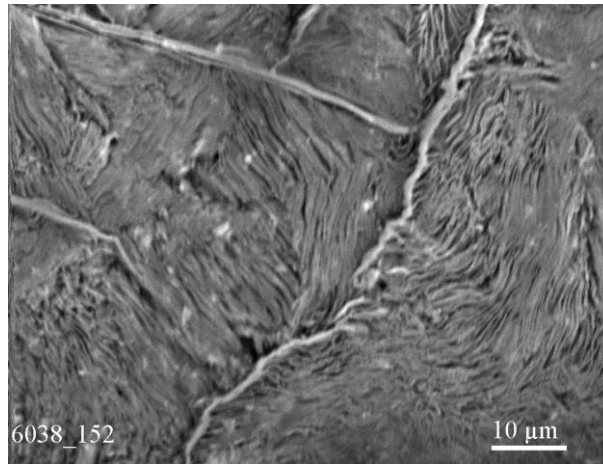


Рисунок 3 - Типовий фрагмент мікроструктури композитів на основі заліза, утворений з додаванням синтезованих вуглевмісних сполук, що сприяють утворенню видовжених евтектичних утворень по границях зерен

Дослідження мікротвердості та твердості (табл.2) виявили деяку розбіжність результатів як для всіх складів, так і між показниками твердості і мікротвердості, які свідчать про незначну мікропоруватість сформованої структури. Найкращі значення були досягнуті при використанні високодисперсних вуглевмісних сполук, що синтезувались в системах нанодисперсний карбід-магній та нанодисперсний карбід-титан. Найнижчі показники пов'язані з використанням синтезованої лігатури в системі нанодисперсний карбід-залізо.

З метою покращення показників твердості в процесі експерименту для сплавлення металу використовували вакуумну електродугову піч. Зразками для дослідження вибрали зразки з додаванням лігатури на основі алюмінію. В умовах такого розплаву відбувається більш досконале структуроутворення без впливу домішок оксидних фаз. Однак, це не призводить до зникнення мікропоруватості структури, так як видно із таблиці 3, різниця між показниками мікротвердості та твердості є помітною, а також не спостерігається, покращення результатів твердості.

Таблиця 2

Мікротвердість та твердість сплавлених при температурі 1750 °С зразків на основі заліза з додаванням синтезованих високодисперсних вуглевмісних сполук-лігатур

№п/п	Склад вихідних сумішей, % (мас.)	Мікротвердість HV _{0,2} , ГПа	Твердість HV _{0,5} , ГПа
1	10% лігатура 1 +90% Fe	4,4	4,2
2	10% лігатура 2 + 90% Fe	4,4	4,1
3	10% лігатура 3 + 90% Fe	4,5	4,5
4	10% лігатура 4 + 90% Fe	4,7	4,5
5	10% лігатура 5 +90% Fe	3,9	3,8
6	10% лігатура 6 + 90% Fe	4,3	4,2
7	10% лігатура 7 + 90% Fe	5,9	4,9
8	10% лігатура 8 + 90% Fe	6,1	5,6
9	10% лігатура 9 +90% Fe	6,0	5,2
10	10% лігатура 10 + 90% Fe	5,0	4,2
11	10% лігатура 11 + 90% Fe	5,8	4,6
12	10% лігатура 12 + 90% Fe	5,3	4,8
13	10% лігатура 13 +90% Fe	4,7	3,8
14	10% лігатура 14 + 90% Fe	4,2	3,6
15	10% лігатура 15 + 90% Fe	4,3	3,6
16	10% лігатура 16 + 90% Fe	4,2	3,5

Таблиця 3

Мікротвердість та твердість композитів на основі заліза, одержаних дуговою плавкою з додаванням синтезованих високодисперсних вуглевмісних сполук-лігатур на основі алюмінію

№ п/п	Склад вихідних сумішей, % (мас.)	Мікротвердість, HV _{0,2} , ГПа	Твердість HV _{0,5} , ГПа
1	10% лігатура 5 - 90% Fe	5,9	5,5
2	10% лігатура 6 - 90% Fe	4,1	3,7
3	10% лігатура 7 - 90% Fe	4,2	3,5
4	10% лігатура 8 - 90% Fe	3,9	3,4

Трибологічні дослідження отриманих сплавів визначали при сухому терті, використовуючи наступні умови:

- швидкість ковзання – 1 м/с.;
- навантаження – 2 кг;
- матеріал контртіла (КТ) – абразивний круг (АСВ 160/125);
- схема контакту – вал (АСВ 160/125) – площина (зразок);

– загальний шлях сухого тертя – 1000 м (16') (тертя на повітрі при кімнатній температурі).

Результати випробувань представлені в табл.4.

Таблиця 4

Характеристики трибологічних досліджень композитів на основі заліза, сформованих з участю синтезованих високодисперсних вуглевмісних сполук-лігатур

№ п/п	Склад, % (мас.)	Лінійне зношування зразка, I, (мкм/км)	Масове зношування зразка, I, (мг/км)
1	10 лігатура 1* – 90 Fe	242,3	23,0
2	10 лігатура 2* – 90 Fe	251,6	26,4
3	10 лігатура 3* – 90Fe	230,0	22,0
4	10 лігатура 4* – 90 Fe	216,0	19,8
5	10 лігатура 5* – 90 Fe	246,3	17,6
6	10 лігатура 6* – 90 Fe	150,1	15,3
7	10 лігатура 7* – 90 Fe	190,5	19,0
8	10 лігатура 8* – 90Fe	196,3	20,3
9	10 лігатура 9* – 90 Fe	138,6	18,5
	Чавун сірий	325,0	58,8

Лігатура утворена в системах:

1*-(50TiC-50Mg), 2*-(50WC-50Mg), 3*-(50Cr₇C₃-50Mg), 4*-(50TiC-50Al),
5*-(50SiC-50Al), 6*-(50SiC-TiH₂), 7*-(50WC-50 TiH₂), 8*-(50Cr₇C₃-50TiH₂)
9*-(50SiC-50Fe)

Для досягнення високих значень зносостійкості доцільним було проведення традиційного гартування та дослідження трибологічних характеристик тих же самих зразків в порівнянні з відомими зносостійкими матеріалами, що широко використовуються на практиці. Нагрівання зразків проводили в резистивній печі на повітрі до температури 850 °С. Гартування здійснювали у воді. Термічну обробку після гартування не проводили.

Результати дослідження, представлені в таблиці 5 показали, що проведене гартування без традиційних наступних термообробок таких як відпал та нормалізація суттєво призводить до покращення трибологічних характеристик.

Таблиця 5

Характеристики трибологічних досліджень загартованих композитів на основі заліза, сформованих з участю синтезованих високодисперсних вуглевісних сполук-лігатур після гартування

№ п/п	Склад, % (мас.)	Масове зношування зразка, I, (мг/км)	Твердість, HV _{5.0} , ГПа
1	10 лігатура 1* – 90 Fe	11,0	9,1
2	10 лігатура 2* – 90 Fe	5,9	8,3
3	10 лігатура 3* – 90Fe	5,6	7,9
4	10 лігатура 4* – 90 Fe	5,7	8,7
5	10 лігатура 5* – 90 Fe	25,0	3,2
6	10 лігатура 6* – 90 Fe	6,3	7,6
7	10 лігатура 7* – 90 Fe	6,8	7,5
8	10 лігатура 8* – 90Fe	3,8	7,5
9	10 лігатура 9* – 90 Fe	3,6	7,5
10	Хромонікелевий чавун QT-10	6.3	7,0
11	Хромонікелевий чавун QT-20	19.7	6,4

Стійкість до абразивного зношування в умовах сухого тертя переважає характеристики хромонікелевого чавуну марки QT-10 більше ніж на 40 %, а по відношенню до чавуну марки QT-20 – майже у 3 рази. Такі відмінності спричинені створенням сприятливої до високої абразивної стійкості структури, що утворюється при сплавленні та в процесі фазових перетворень при гартуванні.

В цілому мікроструктура композитів після гартування характеризується проявом мартенситу голкового типу, розміри якого значно менші 0,5 мкм (рис.4). Розміри елементів евтектик знаходяться в межах 1-5 мкм. В процесі гартування фазова перетворення впливають також на перегрупування структури евтектичних областей.

Найбільш стійким до абразивного зношування серед досліджених зразків виявився зразок № 9, що був сплавлений з додаванням лігатури, утвореної в системі 9*-(50SiC-50Fe). Мікроскопічні дослідження такого зразка після гартування показали його високу однорідність та формування нанорозмірної перлітної структури в межах феритних зерен за розміром не більше 5 мкм з мартенситними утвореннями голкового типу.

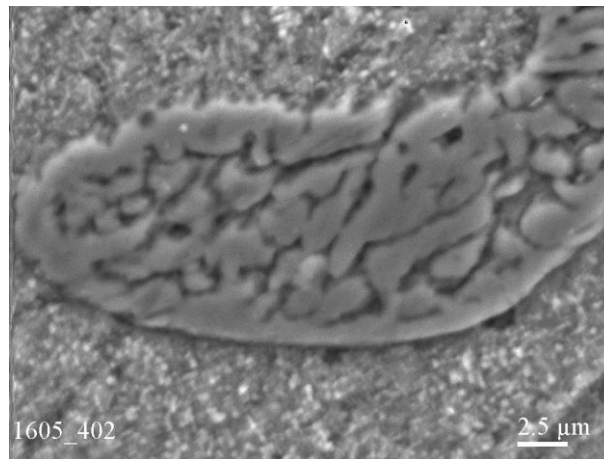


Рисунок 4 - Типовий фрагмент мікроструктури композиту на основі заліза, утвореного з участю синтезованих високодисперсних вуглевмісних сполук-лігатур, що характеризуються наявністю евтектичних мікрообластей

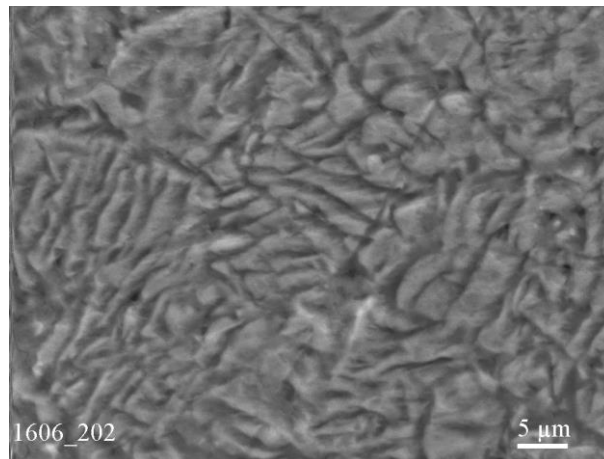


Рисунок 5 - Фрагмент мікроструктури композиту на основі заліза, утвореного з участю синтезованих високодисперсних вуглевмісних сполук-лігатур, що характеризуються найкращою стійкістю до абразивного зношування

В більшості випадків реалізується як при сплавленні, так і в процесі термічної обробки матрична перлітна структура (рис.6), що проявляється на мікроскопічних зображеннях чередуванням світних і темних смуг. Довжина та товщина таких смуг залежить від типу використаних в якості лігатури синтезованих високодисперсних вуглецевих сполук, утворених взаємодією нанорозмірних карбідів з порошковими металами.

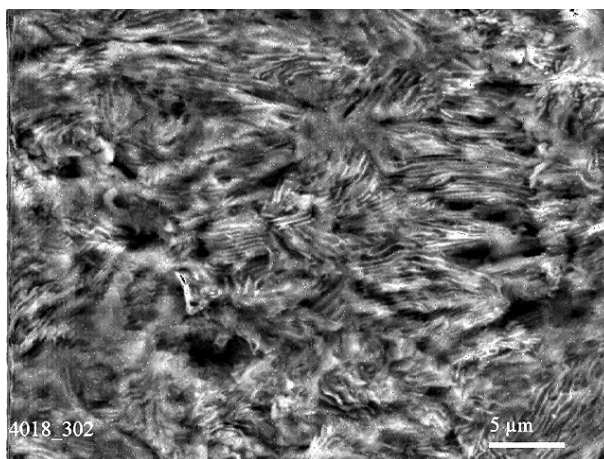


Рисунок 6 – Фрагмент мікроструктури композиту на основі заліза, утвореного з участю синтезованих високодисперсних вуглевмісних сполук-лігатур, що характеризуються однорідною наноструктурованою перлітною структурою

Висновки

1. Рентгенографічний аналіз синтезованих високодисперсних вуглевмісних сполук виявив їх складний структурний стан, що зумовлений впливом атомів середовища та формоутворенням багатокомпонентних фаз твердих розчинів.

2. Сплавлення порошкових сумішей порошкового заліза з синтезованими вуглевмісними продуктами призводить до формування перлітної структури металокомпозитів, а також областей мікроевтектик з ледебуритною структурою що характеризуються дисперсним розміром зерен і високодисперсними включеннями карбідів.

3. Загартування створених металокомпозитів на основі заліза призводить до значного зростання зносостійкості, що перевершує показники широковідомих зносостійких марок чавуну та сталі.

ЛІТЕРАТУРА

1. Рябчиков И.В., Панов А.Г., Корниенко А.Э. Модификаторы для обработки стали: Сб. докладов Литейного консилиума №2 «Теория и практика металлургических процессов при производстве отливок из чёрных сплавов» / И.В. Рябчиков, А.Г. Панов, А.Э. Корниенко. – Челябинск: Челябинский Дом печати, 2007. - 66 с.
2. Гольдштейн Я. Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали / Я. Е. Гольдштейн, В.Г. Мизин. – М.: Металлургия, 1986. - 272 с.
3. Андреев И.Д., Афонаскин А.В., Бажова Г.Ю., Дородный В.Д. Влияние технологических параметров модифицирования комплексными модификаторами на свойства отливок / И.Д. Андреев, А.В. Афонаскин, Г.Ю. Бажова, В.Д. Дородный // Литейное производство. – 2002, - №6. – С.13-15.

4. Шуб Л.Г., Ахмадеев А.Ю. О целесообразности модифицирования стального лиття: Сб. докладов Литейного консилиума №1 «Модифицирование как эффективный метод повышения качества чугунов и сталей» / Л.Г. Шуб, А.Ю. Ахмадеев. - Челябинск: Челябинский Дом печати, 2006 – 15 с.
5. Presser V. Heon M., Gogotsi Y. Carbide-Derived Carbons – From Porous Networks to Nanotubes and Graphene / V. Presser, M. Heon, Y. Gogotsi // *Advanced Functional Materials*. – 2011. – Vol. 21, № 5. – P. 810–833.
6. Yushin G. Nikitin A., Gogotsi Y. ed. In *Carbon Nanomaterials* / G. Yushin, A. Nikitin, Y. Gogotsi ed. // CRC Taylor and Francis. – 2006. – P. 211–254.

REFERENCES

1. Ryabchikov I.V., Panov A.G., Kornienko A.E. Modifikatory dlya obrabotki stali: Sb. dokladov Liteynogo konsiliuma №2 «Teoriya i praktika metallurgicheskikh procesov pri proizvodstve otlivok iz chernykh splavov» / I.V. Ryabchikov, A.G. Panov, A.E. Kornienko. – Chelyabinsk: Chelyzbinskiy Dom pechati, 2007. - 66 p. (in Russian)
2. Goldshteyn Ya. E., Mizin V.G. Modificirovanie i mikrolegirovanie chuguna i stali / Ya. E. Goldshteyn., V.G. Mizin. – Moskov: Metallurgiya, 1986. - 272 p. (in Russian)
3. Andreev I.D., Afonaskin A.V., Bajanova G.Yu., Dorodnyy V.D. Vliyanie technologicheskikh parametrov modificirovaniya kompleksnymi modifikatorami na svoystva otlivok / I.D. Andreev, A.V. Afonaskin, G.Yu. Bajanova, V.D. Dorodnyy // *Liteynoe proizvodstvo*. – 2002, - №6. – P.13-15.
4. Shub L.G., Ahmadeev A.Yu. O celeobraznosti modificirovaniya stalnogo litya: Sb. dokladov Liteynogo konsiliuma №1 «Modificirovanie kak effektivnyy metod povysheniya kachestva chugunov i staley» / L.G. Shub, A.Yu. Ahmadeev. - Chelyabinsk: Chelyzbinskiy Dom pechati, 2006 – 15 p. (in Russian)
5. Presser V. Carbide-Derived Carbons – From Porous Networks to Nanotubes and Graphene / V. Presser, M. Heon, Y. Gogotsi // *Advanced Functional Materials*. – 2011. – Vol. 21, № 5. – P. 810–833.
6. Yushin G. In *Carbon Nanomaterials* / G. Yushin, A. Nikitin, Y. Gogotsi ed. // CRC Taylor and Francis. – 2006. – P. 211–254.

Received 06.01.2023.

Accepted 08.02.2023.

UDK 621.762.666.03

M. Gadzyra, N. Davydchuk, Ya. Tymoshenko, M. Pinchuk

STUDY OF THE INFLUENCE OF MODIFICATION WITH CARBON-CONTAINING POWDER COMPOSITES ON THE STRUCTURE AND WEAR RESISTANCE OF IRON-BASED ALLOYS

Highly dispersed composite powder materials that contain carbide and other carbonaceous compounds can act as modifiers in the creation of high-strength and wear-resistant iron-based alloys. However, a detailed study of their influence on the structure and mechanical properties of iron-based alloys was not conducted by domestic researchers. The phase composition of powder compositions (ligatures) formed by the interaction of nanosized carbides with powdered metals was studied. X-ray analysis of the synthesized highly dispersed carbon-containing compounds revealed their complex

structural state caused by the influence of environmental atoms and the formation of multicomponent phases of solid solutions. The peculiarities of the microstructure of the iron-based alloy with the addition of developed ligatures were studied and their hardness was determined. The fusion of powder mixtures of powdered iron with synthesized carbon-containing products leads to the formation of a pearlite structure of metal composites, as well as areas of microeutectics with a ledeburite structure, characterized by a dispersed grain size and highly dispersed inclusions of carbides, which provide high resistance to abrasive wear of the alloy. Hardening of the created iron-based metal composites leads to a significant increase in wear resistance, which exceeds the indicators of well-known wear-resistant brands of cast iron and steel.

Keywords: silicon carbide, titanium carbide, tungsten carbide, chromium carbide, magnesium, aluminum, titanium, iron, pearlite structure.

Гадзиря Микола Пилипович, д.т.н., с.н.с. Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ.

Давидчук Надія Костянтинівна, к.т.н., с.н.с. Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ

Тимошенко Ярослав Григорович, к.т.н., с.н.с. Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ.

Пінчук Микита Олександрович, м.н.с. Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ.

Gadzyra Mykola, Doctor of Technical Sciences, senior researcher, Frantsevich Institute for Problems of Materials Sciences, NAS of Ukraine

Davydchuk Nadiya, Ph.D., senior researcher, Frantsevich Institute for Problems of Materials Sciences, NAS of Ukraine

Tymoshenko Yaroslav, Ph.D., senior researcher, Frantsevich Institute for Problems of Materials Sciences, NAS of Ukraine

Pinchuk Mykyta, junior researcher Frantsevich Institute for Problems of Materials Sciences, NAS of Ukraine.