

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ ПРОБЛЕМ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ім. І. М. ФРАНЦЕВИЧА

ГОНЧАРУК ДМИТРО АНДРІЙОВИЧ

УДК 621.762.8

**ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ ГАЛІЄМ НА
ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЕЧЕНИХ
МАТЕРІАЛІВ ФУНКЦІОНАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ НА ОСНОВІ
Fe ТА Al**

Спеціальність 05.16.06 – «Порошкова металургія і композиційні матеріали»

АВТОРЕФЕРАТ

дисертації на здобуття наукового ступеня

кандидата технічних наук

Київ – 2025

Дисертацією є рукопис

Роботу виконано в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича
Національної академії наук України, м. Київ

Науковий керівник: Член-кореспондент НАН України,
доктор технічних наук, професор
Баглок Геннадій Анатолійович, Інститут
проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича
НАН України, директор, м. Київ

Офіційні опоненти: Доктор технічних наук, професор **Мініцький
Анатолій Вячеславович**, Навчально-науковий
інститут матеріалознавства та зварювання
ім. Є. О. Патона Національного технічного
університету України «Київський політехнічний
інститут ім. Ігоря Сікорського» МОН України,
професор кафедри високотемпературних
матеріалів та порошкової металургії, м.Київ

Доктор технічних наук, професор **Рудь Віктор
Дмитрович**, Луцький національний технічний
університет МОН України, професор кафедри
матеріалознавства, м. Луцьк

Захист відбудеться « 10 » березня 2025 р. о 14 год на засіданні спеціалізованої вченої
ради Д26.207.03 в Інституті проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН
України за адресою: 03142, м. Київ-142, вул. Омеляна Пріцака, 3.

З дисертацією можна ознайомитись в бібліотеці Інституту проблем матеріалознавства
ім. І.М. Францевича НАН України за адресою: 03142, м. Київ - 142, вул. Омеляна
Пріцака, 3

Автореферат розісланий «5» лютого 2025 р.

Вчений секретар
спеціалізованої вченої ради , д.т.н.

О.К. Радченко

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. Застосування магнітострикційних матеріалів засноване на явищі магнітострикції і магнітопружному ефекті, тобто зміні розмірів тіла в магнітному полі і магнітних властивостей матеріалу при механічних впливах. Серед поширених елементів відчутним магнітострикційним ефектом володіють Fe, Co і Ni, серед рідкісноземельних металів – Dy, Tb, Gd. Магнітні матеріали переважно є сплавами, хоча існують й кераміки (ферити), що не проводять електричний струм. До магнітострикційних матеріалів відносяться матеріали системи Fe - Ga, магнітні властивості яких відомі понад 50 років. Проте інтерес до цих сплавів різко зріс на початку 2000 років, коли у США були розроблені феромагнітні сплави на основі подвійної системи Fe - Ga, названі галфенолами (Galfenol: аббревіатура утворена від Gallium, Ferrum, NOL – The Naval Ordnance Laboratory). Галфеноли мають велику магнітострикцію насичення серед сплавів на основі заліза - до 400 ppm ($1 \text{ ppm} = 10^{-6}$) в монокристалах. Вони стали альтернативою залізовмісним сплавам з високим вмістом рідкісноземельних елементів (напр. Terfenol-D, що має склад $\text{Tb}_{0.3}\text{Dy}_{0.7}\text{Fe}_2$), які характеризуються низькими механічними властивостями. Найкращі функціональні властивості в галфенолах досягаються при вмісті Ga близько 17...19 або 27...29 % (ат.). У міру збільшення вмісту Ga у Fe - Ga сплавах їхня структура стає більшою складною, і при термічних впливах має місце цілий каскад фазових перетворень першого та другого роду, які дотепер є недостатньо вивченими.

Наразі сплави Fe - Ga активно використовуються в електронних приладах, таких як гідроакустичні локатори, датчики ехолокації, засоби підводного зв'язку, тощо. Але і дотепер фізичні причини формування їх функціональних властивостей є значною мірою нез'ясованими, незважаючи на багаторічні зусилля. На питання чому немагнітний Ga радикально збільшує магнітострикцію в сплавах заліза, і чому на залежності константи магнітострикції від вмісту Ga спостерігаються всього два максимуми, однозначної відповіді немає дотепер. Ця прогалина у наших знаннях пов'язана з браком інформації щодо структурних трансформацій при термообробці цих матеріалів. Магнітні та механічні властивості галфенолів визначаються умовами їх отримання. Крім того, їхні характеристики можуть бути покращені за рахунок легування. Al, який є найбільш близьким до Ga по властивостям, що робить його використання як легуючого елемента найбільш привабливим з точки зору, як економічної ефективності так і очікуваних позитивних результатів. Оскільки області використання галфенолів поширюються на умови, в яких можуть діяти агресивні середовища (висока вологість, морська вода, тощо), необхідним етапом розробок є визначення їх корозійної стійкості та впливу легуючих компонентів на цей показник.

Актуальність теми дисертації полягає в необхідності вивчення фазових та структурних перетворень при синтезі матеріалів систем Fe - Ga,

Al - Ga та Fe - Ga - Al, без яких неможливо наразі вирішення проблем, виникаючих у ході подальших досліджень галфенолів.

Мета роботи - дослідження особливостей фазо- і структуроутворення в порошкових матеріалах системи Fe - Ga та впливу легуючих компонентів на ці процеси. Розроблення на основі отриманих результатів нових порошкових магнітострикційних матеріалів з оптимальним комплексом магнітних та механічних характеристик та технологій їх виготовлення.

Для досягнення поставленої мети треба було вирішити наступні завдання:

- Дослідити особливості фазо та структуроутворення в порошкових системах Fe - Ga, Al - Ga та Fe - Ga - Al;
- Вивчити процеси термічного синтезу високомодульних та корозійностійких сполук в матричній фазі на основі заліза, з метою його зміцнення, використовуючи як вихідні компактовані порошкові суміші Fe, Ti, C та B_4C та встановити вплив легуючих компонентів на ці процеси;
- Провести дослідження корозійних властивостей синтезованих матеріалів у сольовому розчині, що імітує морську воду;
- Дослідити вплив Al та добавок дисперсних частинок високомодульних сполук TiC, TiB_2 та TiN на механічні та магнітострикційні характеристики матеріалу Fe - Ga, та його опір корозії;
- Удосконалити метод та відповідну апаратуру для оцінки магнітострикційних властивостей зразків та провести науково-дослідну перевірку магнітних характеристик досліджуваних матеріалів з метою надання практичних рекомендацій щодо оптимізації їх компонентного складу та технологічних режимів виготовлення.

Об'єкт дослідження: фазові та структурні перетворення в порошкових матеріалах на основі системи Fe - Ga та вплив легуючих компонентів на фізичні та хімічні властивості цих матеріалів.

Предмет дослідження: склад, структура та властивості матеріалів систем Fe - Ga і Fe - Ga - Al та Fe - Ti - $C(B_4C)$ і Fe - Ga(Ni) - Ti - $C(B_4C)$, магнітні та механічні характеристики та опір корозії цих матеріалів.

Методи досліджень. В роботі використані наступні фізико-механічні методи досліджень: оптична та електронно-растрова мікроскопія, диференційний термічний аналіз (ДТА), рентгенофазовий аналіз (РФА), локальний рентгеноспектральний аналіз (РСМА), корозійні випробування, дослідження електроопору, механічні випробування на одновісне стискання та на 3-точковий згин, випробування на магнітні (магнітострикційні) властивості.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертація відповідає основним науковим напрямкам досліджень Інституту проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України та виконана в рамках держбюджетних і конкурсних тематик: «Фізико-технологічні основи процесів структуроутворення при синтезі високодисперсних порошкових систем і отриманні з їх використанням залізовуглецевих ливарних сплавів та

спечених композитів з підвищеним рівнем механічних та функціональних властивостей III-25-17(Ц) (№ 0117U000251); Дослідження умов формування структури та властивостей високотемпературних керамік на основі WC, TiC та абразивних III-15-19(Ц) (№ 0119U101412); Науково-технологічні принципи синтезу та консолідації високотемпературних композитів на основі сплавів алюмінію та титану, армованих високомодульними сполуками III-5-21(№ 0121U108663); Розроблення науково-технологічних основ отримання постійних магнітів методом порошкової металургії для акселерометрів спеціального призначення (№ 0124U001245).

Наукова новизна отриманих результатів.

1. **Вперше** підтверджено ефективність використання термічно синтезованої лігатури системи Fe - Ga за концентрації галію до 50 % (мас.) для отримання спечених магнітострикційних матеріалів галфенолової групи з підвищеними фізико-механічними та функціональними властивостями.

2. **Дістало подальшого розвитку** уявлення про фазові трансформації при спіканні матеріалів системи Fe - Ga - Al в області концентрацій, збагачених алюмінієм (від 50 до 90 % (мас.)), які відбуваються при взаємодії розплаву алюмінію з компонентами Fe - Ga лігатури. Запропоновано основні механізми фазо- та сплавоутворення в цих умовах пов'язані з зустрічною дифузією атомів Fe та Al і Ga на межі розділу рідкої і твердої фаз (розплав Al - тверда лігатура), що супроводжується насиченням галієм алюмінію та формуванням інтерметалідів складу Al_3Fe , Fe_2Al_5 та $Al_{2,5...3,5}(Fe, Ga)$.

3. **Вперше** встановлено вплив Ga на процеси ущільнення при спіканні пресовок із матеріалів системи Fe - Ga - Al в області концентрацій, збагачених залізом (78-84 % (мас.) Fe). Показано, що після спікання при 1200 °C щільність зразків підвищується при зростанні вмісту Ga в складі матеріалу. Максимальний рівень відносної густини спеченого матеріалу (~97 % від теор.) досягається для матеріалу складу Fe - 21,5 % (мас.) Ga. Натомість, наявність Al в складі шихти призводить до підвищення рівня пористості зразків після спікання, що, вірогідно, обумовлено ефектом Френкеля.

4. **Удосконалено** технологічну схему отримання матеріалів в режимі термічного синтезу карбідів і нітридів титану *in-situ* під час спікання компактованих сумішей з порошків Fe, Ti, C та V_4C , та вплив Ni та Ga на цей процес. **Вперше** встановлено, що із збільшенням вмісту Ni (10...20 % (мас.)) в шихті стехіометрія карбиду титану знижується (до $TiC_{0,65...0,7}$), тоді як при введенні Ga (15...35 % (мас.)) у вихідну шихту - збільшується (до $TiC_{0,70...0,95}$). Спостерігається підвищення дисперсності тугоплавких частинок у разі додавання у вихідну шихту V_4C замість C, а також при введенні порошку Ni або Ga (у складі лігатури з залізом).

5. **Вперше** встановлено, що корозійна стійкість синтезованих матеріалів (у розчині 3 % NaCl) підвищується при одночасному їх легуванні бором та

галієм. Максимальний ефект спостерігається для складу 30% (мас.) (Fe - Ga) - (Ti - В₄C), завдяки чому цей матеріал з групи малостійких (8 бал за 10-бальною шкалою) переходить до групи корозійностійких (5 бал). Це є відмінний показник для групи магнітом'яких матеріалів на основі Fe, оскільки багато з них (електротехнічні сталі, альсіфер, альфер, та ін.), мають низьку корозійну стійкість в аналогічних умовах (8-10 бал).

6. **Вперше** розроблена технологічна схема отримання порошкового матеріалу Fe - 21,5Ga, який проявляє магнітострикційний ефект (>210 ppm), що відповідає рівню, або навіть перевищує його для комерційних галфенолів, отриманих методами литва з подальшою прокаткою. **Вперше** отримані матеріали на основі матеріалу Fe - 21,5Ga, леговані Al, або зміцнені тугоплавкими сполуками TiC, TiB₂ або TiN (до 5 % (об.)), які володіють достатнім рівнем магнітострикції (вище 130...180 ppm), в поєднанні з високим рівнем механічних характеристик (границя пропорційності в умовах стиснення досягає 900 МПа), та стійких до корозії у розчині 3 % NaCl (4-6 бали по 10-ній шкалі корозії).

Практичне значення отриманих результатів. Група порошкових матеріалів на базі складу Fe - 21,5 % (мас.) Ga. характеризується оптимальним комплексом магнітних, електропровідних та механічних характеристик, та високим опором до корозії, і відповідає вимогам до комерційних литих деформованих сплавів Fe - Ga (напр. Galfenol Fe83Ga17: 180-300 ppm, питомий електроопір $8 \cdot 10^{-7}$ Ом·м Джерела: сайт ECVV.com Suzhou a-One Special Alloy Co., Ltd. URL: <https://www.ecvv.com/product/4792039.html>; Suzhou Xunshi New Material Co., Ltd <https://www.aone-alloy.com/sale-9106361-galfenol-fe83ga17-giant-magnetostrictive-alloy-round-bar-powder-wire-fast-delivery-within-one-week.html>, дата звернення 27.12.2024). Розроблена схема отримання матеріалу має переваги перед ливарними технологіями сплавів Fe - Ga, оскільки вже на етапі компактування сумішей можна отримувати необхідну форму і товщину виробів. Розроблені матеріали та запропонована методика порівняльної оцінки магнітострикції пройшли успішну дослідно-виробничу перевірку на базі підприємства ТОВ «Мелта» (м. Київ), і рекомендовані для впровадження у виробництво магнітострикційних матеріалів та їхнього експрес-контролю.

Особистий внесок здобувача. Основні результати, викладені в роботі, отримані особисто автором або за його безпосередньої участі в Інституті проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України. Постановка задачі, планування експериментів, вибір об'єктів досліджень, обговорення результатів та підготовка публікацій до друку проводилась спільно з науковим керівником, д.т.н. Баглоком Г. А. Згідно з результатами проведених досліджень здобувачем було сформульовано основні висновки щодо роботи. Розроблення стенда для досліджень магнітних властивостей матеріалів проводилась спільно з к.т.н., с.н.с. Хоменко О.І. Механічні випробування проведені спільно із Хоменко О.І. та Євич Я.І. Мікроструктурний аналіз та електронноскопічні дослідження виконані

спільно з к.т.н. с.н.с. Гріпачевським О.М, к.т.н. с.н.с. Новиченко В.М. та Максимовою Г.О, рентгенофазовий аналіз - спільно з н.с. Молчановською Г. М. та к.т.н. Мамоною А. А.

Апробація роботи. Основні результати роботи були представлені та обговорені на семінарах Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України і фахових конференціях: *IX International scientific and practical conference «Theoretical and Experimental Research in Materials Science and Mechanical Engineering»* Луцьк, 2023; *Third International Students and Post-graduates Conference. Combined with «Kyiv School: Data Science on Materials». In the Framework of the 21st International Conference «CODATA - 21»*; *VII Международная конференция «Стратегия качества в промышленности и образовании», 3-10 июля 2011 г.*; Варна, Болгария; *«ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ: ЕЕ СЕГОДНЯ И ЗАВТРА»*, 27-30 листопада 2012 р.; ІПМ НАНУ, Київ. Науково-практична конференція молодих вчених «Метали: одержання, обробка, застосування», присвячена 50-річчю заснування ФТІМС НАН України, Київ, 28-29 травня 2008 р.; *High technologies on the base of advanced physical materials science research and computer modeling. Development to 100th anniversary birthday of Academician V.N. Grydnev. NTUU «KPI»*, Kyiv, 30 september – 05 october 2008; *II Міжнародна науково-практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в технологіях сучасного матеріалознавства та машинобудування», Луцьк-Світязь, 1-6 червня 2009 р.*; *«Нові матеріали та технології в машинобудуванні-2011»*. Київ, Україна, 13-14 квітня 2011 р.

Публікації. За матеріалами дисертації опубліковано **21** наукові праці, з яких **4** статі у виданнях, що індексуються у наукометричній базі даних «Scopus», **6** статей у фахових виданнях України та інших іноземних наукових виданнях за напрямком дисертації, **7** публікацій у збірниках матеріалів наукових конференцій та 4 патенти України.

Структура та об'єм дисертації. Дисертація складається із вступу, шести розділів, висновків та переліку використаних джерел. Викладена на 9 авторських аркушах, містить 71 рисуноків, 23 таблиць та 5 додатків. Список посилань містить 164 найменування.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

У вступі розкрито суть і стан наукової проблеми, актуальність роботи, сформульовано мету, основні завдання та методи досліджень, викладено наукову новизну отриманих результатів та їх практичну цінність, наведено відомості про апробацію та публікації за матеріалами дослідження.

У першому розділі проведено огляд науково-технічної літератури щодо феромагнітних магнітострикційних матеріалів, до яких відносяться матеріали на базі системи Fe - Ga. Зокрема, на початку 2000 років, у США були розроблені феромагнітні сплави на основі подвійної системи Fe - Ga - галфеноли, які мають високу магнітострикцію насичення серед сплавів на основі заліза (200...400 ppm, де 1 ppm = 10⁻⁶). Вони стали альтернативою

залізовмісним сплавам з високим вмістом рідкісноземельних металів. Найкращі функціональні властивості в галфенолах досягаються при вмісті Ga близько 17...19 або 27...29 % (ат.), а при подальшому збільшенні вмісту Ga у Fe–Ga сплавах їхня структура стає більшою складною, а магнітострикційні властивості погіршуються. Магнітні та механічні властивості галфенолів визначаються умовами їх отримання, крім того, їхні характеристики можуть бути покращені за рахунок легування деякими перехідними елементами та рідкоземельними металами. Серед легуючих домішок елемент Al є найбільш близьким до Ga за властивостями, що робить його використання найбільш привабливим з точки зору, як економічної ефективності так і очікуваних позитивних результатів.

Аналіз літературних джерел з цієї тематики показав, що незважаючи на активне використання галфенолів в електронних приладах, фізичні причини формування їх функціональних властивостей залишаються не до кінця вивченими та поясненими, незважаючи більш ніж 20 років науково-прикладних досліджень в цій області. Данні щодо фазових рівноваг в системі Fe - Ga різняться у різних авторів, а області концентрацій > 45 % (ат.) Ga дотепер є слабо вивченими. Щодо досліджень фазового стану у потрійній системі Fe - Al - Ga, то вони обмежені окремими роботами, де вивчалися фазові перетворення в залізному куті концентраційного трикутника при 600 °C, та матеріалів (90...30) % (ат.) Fe при постійному співвідношенні двох інших компонентів ($\text{Ga}_{0,75}\text{Al}_{0,25}$) в політермічному перерізі до температури 800 °C.

Брак матеріалознавчих відомостей щодо систем, які складають концентраційний трикутник потрійної діаграми стану Fe - Ga - Al ускладнює дослідження фазових рівноваг в ній. Обґрунтовано актуальність теми, визначена мета та задачі досліджень.

У другому розділі описано матеріали, устаткування та експериментальні методи дослідження. Як вихідні компоненти використовували порошки заліза (ПЖР-2.200.28, ГОСТ 9849-86, 99,95 % (мас.) Fe) та титану (ПТХ-8) (фракції < 100 мкм), алюмінію (ПА-4, ГОСТ 6058-73) (у стані поставки), гідриду титану TiH_2 (ТУ48-10-78-83), карбиду бору (ТУ 036462-74) (Запорізький абразивний комбінат), карбід титану (ТУ 6-09-492-75), нітриду титану (ТУ 6-02-991-75) та бориду титану (ТУ 6-09-112-75) (які подрібнювались у вібраційному млині, відбиралися фракції < 100 мкм). Галій використовували у вигляді зливків марки Гл-1 (ГОСТ 12797), графіт – марки ГК-1 (ГОСТ 17022-8).

Для отримання лігатурного сплаву Fe - Ga використовувати суміш подрібненого галію з порошком заліза (фракцій менше 100 мкм) у співвідношенні компонентів, близькому до еквіатомного складу (Fe-55 % (мас.) Ga). Отримували сплав при температурі 1200 °C.

Сплави Al - Ga із вмістом галію 10, 30, 50, 70 та 90 % (мас.) виготовляли сплавленням компонентів при 1000 °C. Отримані зразки деформували в пластини товщиною 1,5-2 мм.

Для отримання матеріалів системи Fe - Al - Ga як вихідні використовували порошки Fe і Al та лігатуру складу Fe - 45 % (мас.) Ga. Перед змішуванням з порошками металів лігатуру подрібнювали та використовували фракції ≤ 100 мкм. Готові суміші формувалися в брикети діаметром та висотою 20 мм пресуванням при тиску 400 МПа. Для досліджень алюмінієвого кута системи Fe - Al - Ga зразки одного складу, в свою чергу, розділяли на три групи, для спікання при температурах 800, 1000 та 1200 °С.

Для досліджень залізного кута діаграми Fe - Al - Ga було виготовлено 7 партій сумішей різного складу, серед яких 2 двокомпонентних склади (Fe - 17,5 % (мас.) Al та Fe - 21,4 % (мас.) Ga, всі інші – мали трикомпонентний склад, в якому поступово заміщували Al на Ga. Готові суміші пресували в брикети діаметром 20 мм під тиском 700 МПа. Основна температура спікання становила 1150 °С.

Для дослідження термічного синтезу карбідів і боридів титану в матеріалах системи Fe - Ti - C(B₄C) виготовляли модельні сплави зі зміною кількості Fe в межах від 30 до 70 % (мас.). Синтез тугоплавких сполук здійснювали при температурі 1200 °С в печі електроопору, використовуючи контейнер з плавким затвором. Описані методики дослідження структури, фазового складу, механічних властивостей, вимірювання електроопору та магніострикційних характеристик отриманих матеріалів (на стенді власної розробки).

У третьому розділі. Відомо, що використання порошків як вихідних матеріалів, прискорює фізико-хімічні процеси сплавоутворення, але застосування методів порошкової металургії при отриманні матеріалів Fe - Ga функціонального призначення поки не отримало значного розвитку. В першу чергу це пов'язано з тим, що безпосереднє введення у вихідний шихтовий матеріал подрібненого галію, що має температуру плавлення близько 28 °С, пов'язано із значними технологічними складнощами.

Тому в роботі галій в порошокві вихідні суміші вводили у складі лігатурних сплавів системи Fe - Ga.

Проведені досліди по вивченню процесів сплавоутворення в системі Fe - Ga з використанням порошкових технологій. Згідно рівноважної системи Fe - Ga, області концентрацій ≤ 50 % (ат.) Ga відрізняються структурною нестабільністю та цілим каскадом фазових перетворень в широкому діапазоні температур. Термічна нестабільність матеріалу робить неприйнятним його використання як лігатури. Тому, були визначені нерівноважні умови отримання стопу еквіатомного складу (Fe – 55 % (мас.) Ga), за яких вдалося отримати практично однофазну структуру сплаву, що складається з інтерметаліду Fe₃Ga₄ (≥ 90 % (об.)). Сплав характеризується стабільним складом та підвищеною крихкістю (H_ц = 5,5...7 ГПа). Отримані зразки мають вигляд компактних щільних зливків, які після руйнування мають крихкий злам, що полегшує процеси його подрібнення за необхідності використання лігатури у порошоквому стані (рис.1).



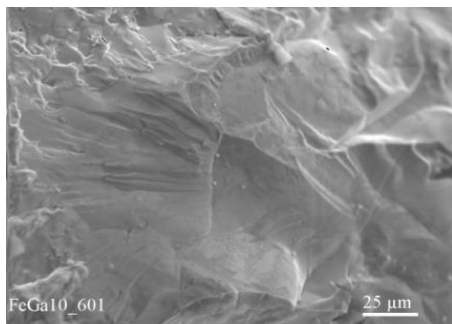
a



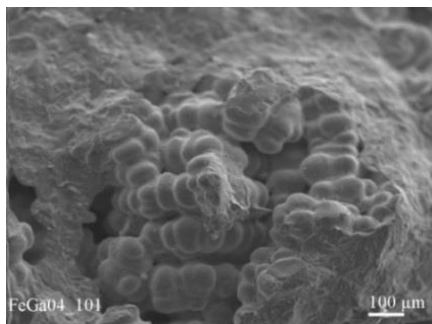
б

Рис. 1 - Зовнішній вигляд зливка Fe - Ga (а) та поверхні його зламу (б)

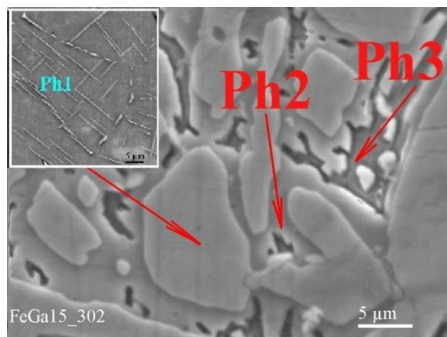
Рентгеноспектральний мікроаналіз (РСМА) показав, що основний об'єм зливка займають кристали інтерметаліду Fe_3Ga_4 , які містять множинні субмікронні виділеннями в об'ємі зерен та дифузійну поверхневу зону, збіднену галієм (Ph2). Малий простір між кристалами заповнений сумішшю Fe_6Ga_5 та Fe_3Ga (Ph3). Основний інтерметалід сплаву - Fe_3Ga_4 , має відносно високу мікротвердість - 5,5...7 ГПа. Отриманий в дослідних умовах сплав Fe - Ga був використаний у подальших дослідженнях як лігатура при шихтуванні досліджуваних порошкових матеріалів.



a



б



в

Рис. 2. Поверхня руйнування (а, б) та мікроструктура сплаву Fe-55 % (мас.) Ga з позначенням зон різного складу Ph1 – Fe_3Ga_4 ; Ph2 – зона на поверхні кристалу, Fe_3Ga ; Ph3 – суміш кристалів Fe_3Ga та Fe_6Ga_5

Система Al - Ga характеризується широкою концентраційною областю співіснування рідкої та твердої фаз за кімнатних температур, що суттєво обмежує використання матеріалів цієї системи та робить неможливим їх компактування, або механічну обробку з метою надання необхідної форми виробу. Проведена серія дослідів, що включала виготовлення сплавів із вмістом 10-90 % (мас.) Ga. Отримані сплави мають високу пластичність, що дає можливість виробляти з них тонкі фольги різного призначення, зокрема для використання в сучасних пристроях альтернативних джерел енергії (генератори водню, портативні електронні пристрої, тощо).

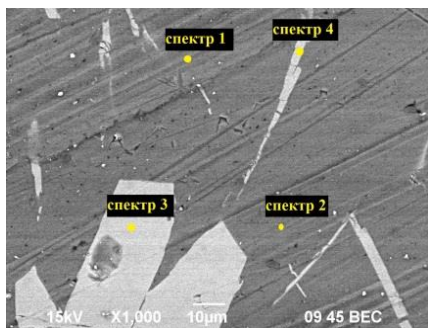
В останні десятиліття актуалізувалося вивчення потрійної системи Fe - Ga - Al в області, збагаченій залізом, оскільки Al і Ga виявили здатність до підвищення функціональних властивостей Fe. Але, за літературними даними легування галфенолів Al не приводить до адитивного ефекту підвищення магнітострикції. Як відомо, вплив легуючого компоненту на властивості матеріалів обумовлений характером хімічної взаємодії його з компонентами основи. В зв'язку з цим, в роботі проведені дослідження особливостей фазо- та структуроутворення матеріалів в областях алюмінієвого та залізного кутів концентраційного трикутника потрійної системи Fe - Al - Ga.

Структуру і властивості матеріалів Fe - Ga - Al в області концентрацій, збагачених алюмінієм досліджували на зразках, отриманих спіканням компактованих сумішей порошоків Al та лігатури Fe - Ga. Склад сумішей підбирали таким чином, щоб дослідити конкуруючий вплив Fe та Ga на фазові трансформації в температурному інтервалі 800 - 1200 °С. Встановлено, що розподіл компонентів в структурі зразків, спечених в інтервалі температур 800...1200 °С, залежить від складу вихідної шихти та температури спікання. Для матеріалів, з 90 % Al спікання вже при температурі 800 °С забезпечує практично безпористий стан (1...2 % пор), тоді як матеріали з 70 та 50 % Al тільки після спікання при 1200 °С мали пористість менш ніж 10 %.

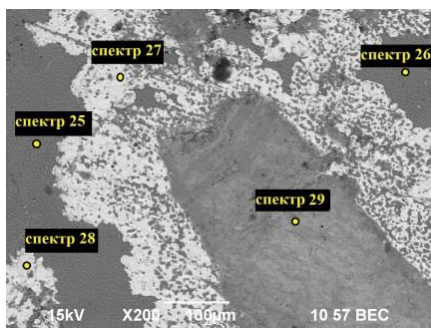
За даними РФА основою структури матеріалу з 90 % (мас.) Al є твердий розчин з Ga, з кристалами інтерметалідів подвійного складу, близького до Al₃Fe (рис.3). Зі зменшенням вмісту Al, доля інтерметалідів в структурі матеріалу зростає до 70...85 % (об.). Підвищення температури приводить до насичення Al-розчину галієм (до 9 % (ат.)) та формування інтерметалідів Al_{2,3...3,5}(Fe, Ga). Надлишок компонентів утворює твердий розчин на основі орторомбічної ґратки α-Ga, у вигляді дисперсних вторинних включень в матриці. Можна припустити, що фазові зміни у складі інтерметалідів відбуваються за рахунок часткової заміни атомів заліза атомами галію в кристалічній ґратці інтерметаліду Al₃Fe.

Для визначення фазових переходів в системі Al - Fe - Ga проведений диференціально-термічний аналіз (ДТА) при нагріві компактованої суміші складу 50 % (мас.) Al - лігатура в області температур від кімнатних до 1150 °С (рис. 4).

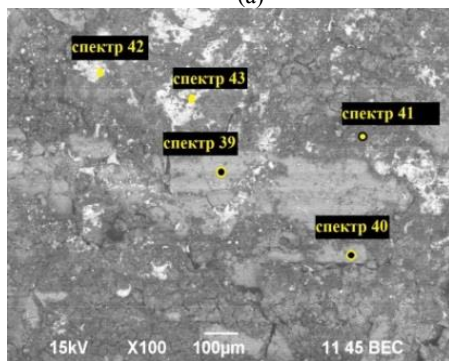
Відсутність на кривих нагріву ендотермічного піку, пов'язаному із розплавленням Al (670 °C), ймовірно, пояснюється його нівелюванням через одночасне проходження процесів екзотермічного характеру - синтезу алюмінідів заліза. На кривій охолодження відсутній екзотермічний пік, пов'язаний з кристалізацією чистого Al, що вказує на його повний перехід у склад інтерметалідів під час нагріву. Це припущення базується на даних РФА та РСМА спечених зразків аналогічного складу, в структурі яких переважають інтерметаліди типу $Al_{2,2...3,3}(Fe, Ga)$. Теплові ефекти, виявлені в районі температур 792...1005 °C, вірогідно, пов'язані з перетином ліній солідусу та ліквідусу. Відсутність систематичних даних щодо фазових перетворень в потрійній системі Fe - Al - Ga утруднює надійну ідентифікацію цих термічних ефектів.



(а)



(б)



(в)

Рис. 3. Мікроструктура зразків залежно від складу та температури спікання (а) -90Al-лігатура (800 °C); (б) - 70Al-лігатура (1200 °C); (в) – 50Al-лігатура (1200 °C)

Таким чином, умови експерименту дали можливість спостерігати фазові трансформації в структурі матеріалу за різними контролюючими механізмами. Перший механізм має місце при 800 °C за умов значної кількості Al (70 % (мас.) і 90 % (мас.)) і лімітується швидкістю дифузії компонентів на межі рідкий Al-твердий матеріал лігатури, яка залишається в цих умовах у твердому стані ($T_{пл}=1137$ °C). Подібно тому, як це має місце в процесах алітування матеріалів шляхом занурення їх в розплавлений алюміній, на міжфазовій межі формується прошарок інтерметалідів

$\text{Al}_3(\text{Fe}, \text{Ga})$). Водночас, матеріали з 70 та 50 % (мас.) Al, після спікання при 800 °С, мають підвищену пористість, а їхня структура демонструє перехідні етапи дифузійного перерозподілу компонентів. Це вказує на недостатність рідкої фази в цих умовах та розвиток твердофазних механізмів спікання. Підняття температури спікання до 1200 °С супроводжується появою рідкої фази, насиченням Al атомами Ga та формуванням інтерметалідів потрійного складу $\text{Al}_3(\text{Fe}, \text{Ga})$. Надлишок компонентів концентрується у складі Ga-фази.

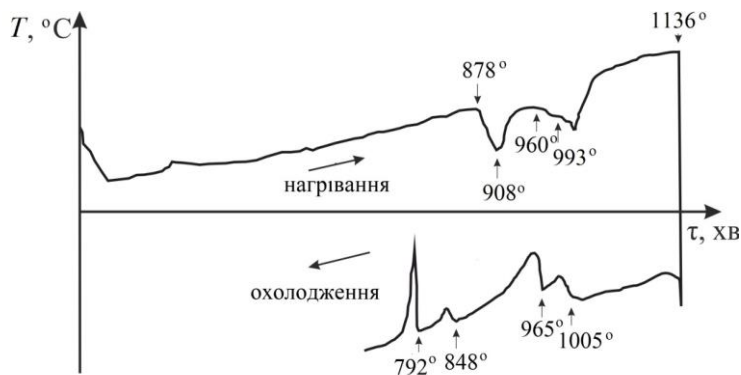


Рис. 4. Диференційно-термічні криві нагріву та охолодження суміші 50 % (мас.) Al - лігатура в інтервалі температур 20 - 1200 °С

Мікротвердість інтерметалідів в структурі зразків з 90 % (мас.) Al слабо залежить від температури спікання, тоді як для матеріалів з 70 та 50 % (мас.) Al цей показник збільшується з підвищенням температури до 1000 °С, і потім практично не змінюється (рис.5, а). Аналогічний характер мають зміни мікротвердості Al-розчину в структурі цих сплавів (рис.5, б). Зміни твердості структурних складових корелюють з ущільненням матеріалів при спіканні. Твердість за Брінеллем максимальна для матеріалу складу 90 % (мас.) Al, і становить 463НВ/5/613/3, що відповідає рівню твердості дюралюмінію та інших алюмінійвмісних сплавів у zdeформованому стані (ДСТУ ISO 209-1-2002).

Дослідження в області залізного кута потрійної діаграми Fe - Ga - Al мали за мету дослідити конкуруючий вплив легуючих елементів Al та Ga на структуро- та фазоутворення матеріалів Fe - Al - Ga в високотемпературній області. Зразки отримували спіканням при 1150 °С, що відповідає області існування гомогенного рідкого стану в подвійних системах Fe - Ga та Al - Ga. Було виготовлено 7 партій різного складу сумішей, які мали або тільки два компонента, а саме Fe - 17,5 % (мас.) Al (склад № 1) та Fe - 21,5 % (мас.) Ga, (склад №7), або усі три компонента з поступовим заміщенням Al на Ga з «кроком» 1,75 % (мас.). (склад № від 2 до 6) (табл.1). Основна температура спікання становила 1150 °С, при якій зразки витримували протягом 1 год .

За результатами гідростатичного зважування відносна щільність зразків після спікання збільшується при зростанні вмісту Ga у складі матеріалу (рис.6).

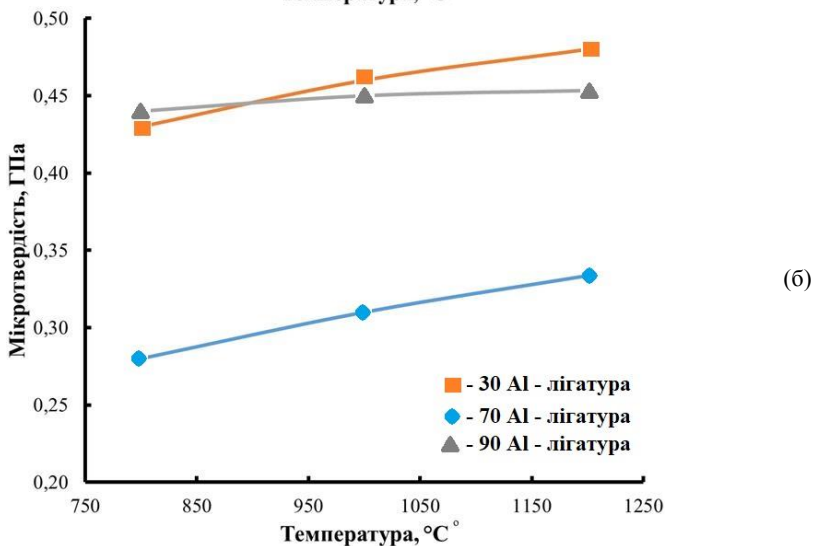
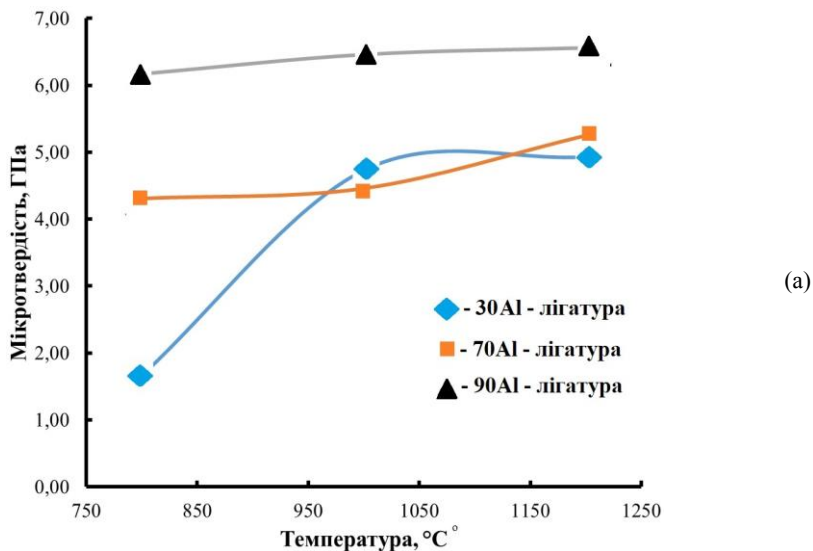


Рис. 5 – Мікротвердість інтерметалідів (а) та твердого розчину (б) в структурі зразків залежно від температури спікання

Згідно з цим, матеріал складу Fe – 17,5 % (мас.) Al мав максимальну пористість (18 %), а матеріал складу Fe – 21,5 % (мас.) Ga - мінімальну пористість (4 %) (рис.7). Зразки зі чистого Fe в умовах експерименту істотно не ущільнювалися, оскільки до і після спікання мали пористість близько 10 %. Позитивний вплив Ga на ущільнення матеріалів, ймовірно, пов'язаний з більшим об'ємом рідкої фази та прискоренням дифузійних потоків в системі в його присутності.

Табл. 1 - Склад сумішей для виготовлення зразків

Склад	Концентрація елементів в суміші					
	Fe		Al		Ga	
	% (мас.).	% (ат.)	% (мас.).	% (ат.)	% (мас.).	% (ат.)
1	82,5	70	17,5	30	0	0
2	82,1	70,5	15,8	28	2,1	1,5
3	81,3	72,7	12,3	22,7	6,4	4,6
4	80,5	75,1	8,75	16,9	10,7	8,0
5	79,7	77,7	5,25	10,6	15	11,7
6	79,0	80,5	1,75	3,7	19,3	15,8
7	78,5	82,1	0	0	21,5	17,9

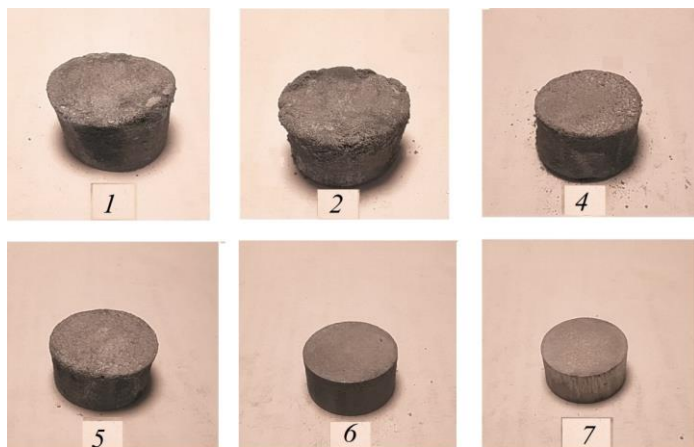


Рис. 6 - Зовнішній вигляд спечених зразків в залежності від їхнього складу (% (мас.)): 1- Fe-17,5Al; 2-Fe-15,7Al-2,1Ga; 3-Fe-12,2Al-6,4Ga; 4-Fe-8,7Al-10,7Ga; 5-Fe-5,3Al-15Ga; 6-Fe-1,7Al-19,3Ga; 7-Fe-21,5Ga

Основною фазовою складовою усіх зразків є твердий розчин на основі ОЦК-гратки α -Fe. Розчеплення та розширення піку, розташованому на кутах

відбиття від площин (200) в спектрах зразків подвійного та потрійного складу, що містять Ga (№ 2-7) вказують на формування області сумісного існування A2 та B2-структур. Це відрізняється від даних інших авторів, згідно яких досліджувана нами область концентраційного трикутника системи Fe – Ga – Al містить тільки A2-фазу в інтервалі температур аж до 800 °С. Розрахунки параметру ґратки твердого розчину в структурі матеріалів різного складу показали що, при поступовому заміщенні атомів Al на атоми Ga зміни параметр $a(A)$ мають немонотонний характер, але з чіткою тенденцією до збільшення, тобто максимальне збільшення періоду ґратки спостерігається в матеріалі подвійного складу з галієм. Такий характер змін, можливо обумовлений появою B2-фази в структурі зразків потрійного складу. Наразі встановлено, що частково упорядкована B2-фаза характеризується меншим магнітострикційним ефектом ніж невпорядкована A2-фаза. Тому передбачається що така структурна трансформація в матеріалі повинна призводити до зниження його функціональних можливостей, що підтвердилося при випробуваннях зразків на магнітострикцію (див. розділ 6).

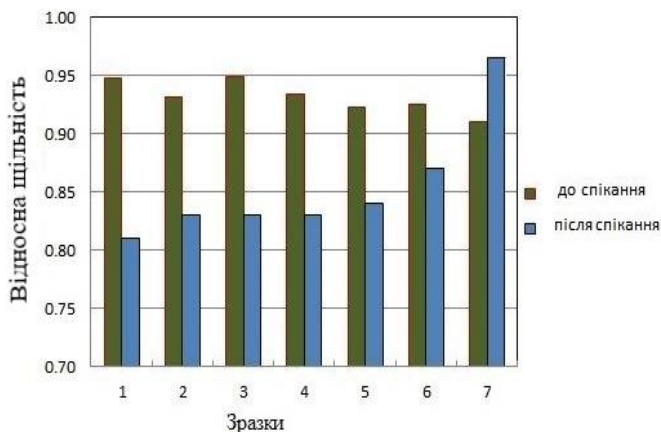


Рис. 7. Відносна щільність зразків до і після спікання залежно від їх складу (% (мас.)):

1- Fe-17,5Al; 2-Fe-15,7Al-2,1Ga; 3-Fe-12,2Al-6,4Ga; 4-Fe-8,7Al-10,7Ga;
5-Fe-5,3Al-15Ga; 6-Fe-1,7Al-19,3Ga; 7-Fe-21,5Ga.

Мікротвердість твердого розчину на основі Fe знижується з поступовим заміщенням Al на Ga в матеріалі (рис.8). Твердість за Брінеллем матеріалу Fe-1,7Al-19,3Ga варіюється в межах 83...93НВ. Матеріал складу Fe - 21,5 % (мас.) Ga. характеризується твердістю на рівні 119...123 НВ.

В четвертому розділі представлені результати досліджень залізовмісних матеріалів, отримання яких включало *in-situ* синтез карбідів та боридів титану під час спікання. Вивчено вплив легуючих домішок на фазоутворення в системах Fe - Ti-C(B) та Fe - Ti-C(B). Як легуючі були

вибрані метали Ni та Ga, які в подвійних системах з Fe утворюють необмежені (Fe - Ni) та обмежені тверді розчини (Fe - Ga).

Проведені дослідження фазо- та структуроутворення в матеріалах, синтезованих з сумішей складу Fe - (Ti - C) та Fe - (Ti - В₄С) з різним співвідношенням металевої та реакційної складових. Результати обчислень показали, що в інтервалі температур 1100-1500 °С стехіометричний карбід титану характеризується найбільш від'ємними значеннями ΔG_T^0 , що вказує на високу ймовірність його утворення в системі Ti - C в умовах спікання при 1200 °С.

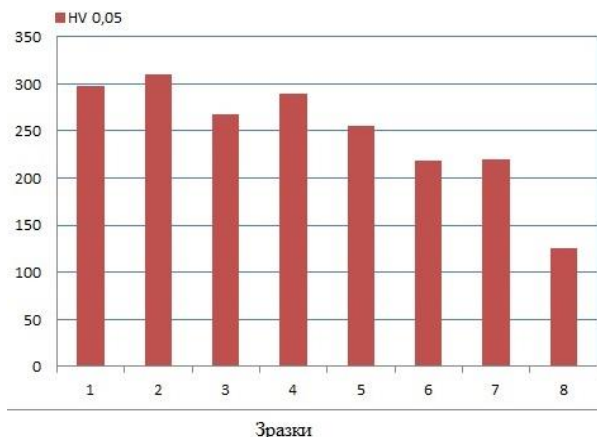


Рис. 8 Мікротвердість твердого розчину на основі α -Fe в структурі зразків в залежності від їхнього складу (% (мас.):

1- Fe-17,5Al; 2 - Fe-15,7Al-2,1Ga; 3 - Fe-12,2Al-6,4Ga; 4 - Fe-8,7Al-10,7Ga; 5 - Fe-5,3Al-15Ga; 6 - Fe-1,7Al-19,3Ga; 7 - Fe-21,5Ga; 8 - Fe

Для визначення оптимальних умов синтезу карбідів і боридів виготовляли модельний сплав складу (% (мас.): 20Fe - 64Ti - В₄С з порошків металів та карбіду бору. Результати спікання зразків показали, що в досліджуваному інтервалі температур модельний матеріал зазнає відчутного об'ємного нерівномірного розширення і має візуальні ознаки проходження ВСС-процесу в режимі пошарового горіння (рис.9).

При температурі 1000 °С зразки практично не спікаються, мають пухку губчасту структуру, і легко руйнуються при малих навантаженнях. Підвищення температури до 1000 і 1200 °С сприяє суттєвому зміцненню міжчастинкових контактів в межах тих прошарків, які, утворилися в ході пошарового горіння під час ВСС-синтезу.

Як показав рентгенофазовий аналіз основними продуктами термічного синтезу є TiC, TiB₂ та FeB. Мікроструктура модельного сплаву складається з суміші кристалічних включень мікронного та субмікронного розміру, очевидно, різного природи та походження. РСМА показав, що

рівномірно розподілені фази містять карбід титану складу, близького до стехіометричного (Ti-20 \% (мас.) C).



Рис.9. Зовнішній вигляд брикетів з модельних сплавів до спікання (ліворуч) та після спікання при 1200°C (праворуч)

ДТА порошкової суміші $\text{Fe-Ti-B}_4\text{C}$ виявив в температурному діапазоні $500\text{-}1400^{\circ}\text{C}$ як екзотермічні так і ендотермічні ефекти (рис.10).

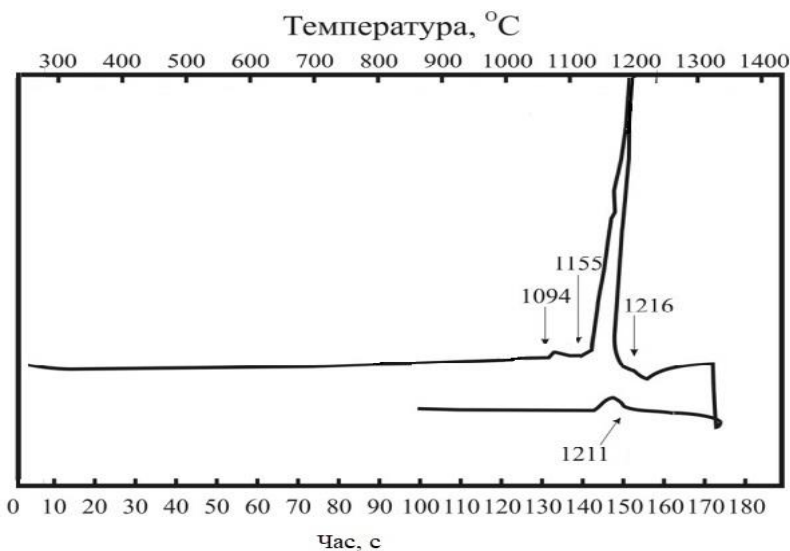


Рис. 10 Диференційно-термічна крива нагріву та охолодження сплаву складу (% мас.): $60\text{Fe-}64\text{Ti- B}_4\text{C}$

Екзотермічний пік на термограмі при 1094°C обумовлений реакцією між Fe та B_4C з утворенням боридів Fe_2B і FeB . В області температур, близьких до 1200°C спостерігається екзотермічний пік високої інтенсивності, який, вочевидь супроводжує початок синтезу карбїду титану. В цих умовах ендотермічний ефект при утворенні евтектики за реакцією

Fe - Fe₂B ↔ P(рідина) (при 1174 °C), поглинається екзотермічним піком, пов'язаним з синтезом карбіду титану, тому не фіксується на термограмі. Зворотні коливання термічної кривої після екзотермічного сплеску в районі температур 1211-1216 °C, вірогідно, обумовлені перекристалізацією нестехіометричних карбідів титану в карбід більш стабільного стану. Властивості матеріалів, що складаються з матричної заліззовмісної фази, та диспергованих в ній включень карбіду титану, багато в чому залежать від міцності адгезійного зв'язку між цими фазами.

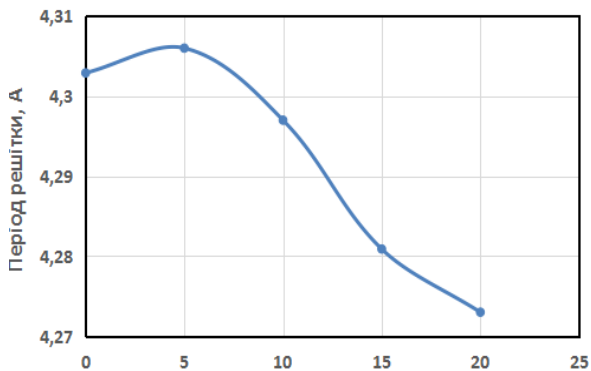
Адгезійний зв'язок на межі фаз, в свою чергу, може покращуватися легуванням матриці міжфазно активними добавками, до яких належить Ni. У зв'язку з цим, вивчено вплив легуючих домішок Ni та Ga на процеси фазоутворення в системах Fe - (Ti - C) та Fe - (Ti - V₄C). Для досліджень процесів синтезу карбідів в системі Fe - Ni - Ti - V₄C виготовляли зразки з сумішей, склад яких представлений в табл.2.

Табл. 2. Компонентний склад вихідних шихт

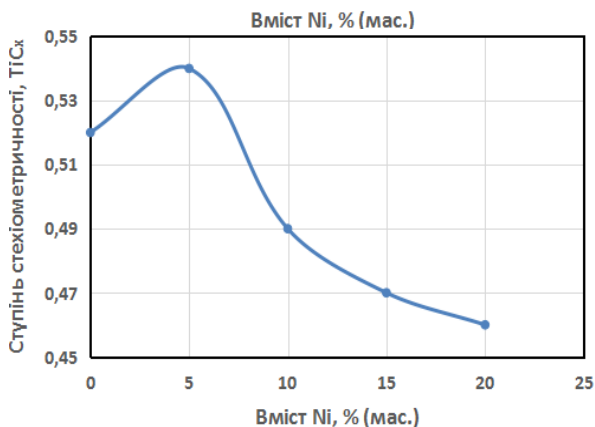
Номер шихти	Вміст компонентів, % (мас.).			
	Fe	TiH ₂	C	Ni
1	20	64	16	-
2	-	64	16	20
3	5	64	16	15
4	10	64	16	10
5	15	64	16	5

Вочевидь, прошарки на поверхні карбідів є зонами, збідненими вуглецем. Результати рентгенофазового аналізу зразків, отриманих із сумішей різного складу, показали, що в спектрах найбільш сильними, чітко вираженими є лінії карбіду титану. На дифрактограмах зразків, що містили Fe наявні лінії спектру цементиту (Fe₃C). Розрахунки періоду ґратки карбіду залежно від складу синтезованих матеріалів показали тенденцію до зниження його значень у вихідній суміші та зменшення стехіометрії вуглецю в карбіді титану при збільшенні вмісту Ni в межах 4,3150 - 4,3328 А, що відповідає стехіометрії карбіду титану TiC_{0,61...0,65} (Рис. 11).

Карбідні частинки мають розміри в середньому 10 - 20 мкм, на поверхні деяких з них спостерігаються прошарки, очевидно, відмінного від основи складу, який має різні ступені витравлювання, що чітко видно при обробці фото автоматичним аналізатором зображення «АМИС» (рис.12).



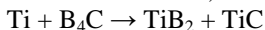
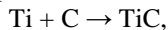
(а)



(б)

Рис. 11 Залежність періоду ґратки карбиду титану в матеріалах синтезованих з сумішей складу(Fe - Ni) - (Ti - В₄С) (а) та стехіометрії (б) від вмісту Ni у вихідній шихті

Для досліджень фазоутворення в матеріалах систем Fe - Ga - Ti - C та Fe - Ga - Ti - В₄С було виготовлено 12 партій сумішей, в складі яких частка Fe або лігатурного сплаву (Fe - Ga) змінювалася від 30 до 70 %. Співвідношення двох інших компонентів були постійними, визначеними з розрахунку повного проходження реакцій :



і становили відповідно 80Ti:20C та 72,2Ti:27,8В₄С (табл.3).

Введення в систему легуючої домішки Ga, ймовірно, прискорює розвиток СВС, через що пори швидко набувають форму, близьку до сферичної, їх розміри зростають, а кількість зменшується (рис.13).

Відомо, що Ga хімічно не взаємодіє з вуглецем, тому, як і передбачалося, в структурі матеріалів він міститься у складі матричної залізовмісної фази в межах своєї розчинності в ОЦК ґратці Fe. Надлишок

цього елемента може утворювати, в першу чергу, інтерметалідні фази складу Fe_6Ga_5 та Fe_3Ga_4 .. Ці інтерметаліди у вигляді кристалічних включень, наряду із карбідними частинками, рівномірно розподілені в матричній фазі. Водночас з цим, в структурі матеріалів, легованих Ga, частинки карбідних і боридних фаз, в основному, мають значно менші розміри порівняно з частинками в матеріалах без Ga (рис. 14).

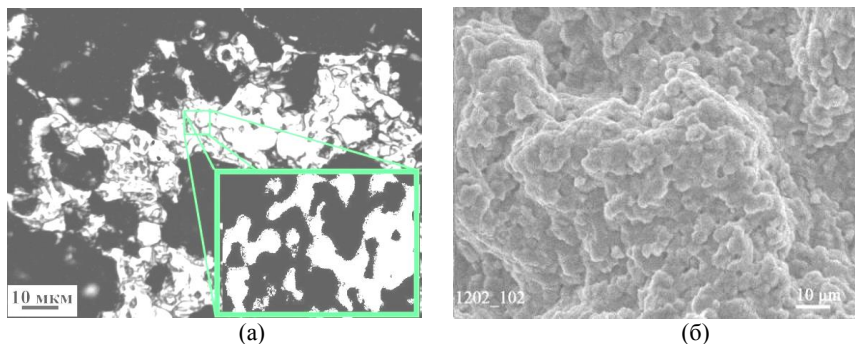


Рис.12 Мікроструктура (а) та поверхня зламу матеріалу складу (% (мас.)): 10Fe - 10Ni - 64TiH₂-C (б)

В матеріалах систем Fe - Ti - C та Fe - Ti - V₄C, при легуванні їх Ga, додатковим чинником, що стимулює процеси розчинення є зниження температури виникнення рідкої фази та збільшення її об'єму під час термічного синтезу карбідів.

Результати ДТА та ТГ сумішей складу (% ат.) 46Ti-Fe та 49Ti-24Fe-Ga свідчать, що в обох зразках перший ендотермічний пік спостерігається в районі температур 600 °C (рис.15). В подвійній системі Ti-Fe ця температура відповідає реакції евтектоїдного перетворення: $\alpha\text{-Ti} + \text{FeTi} \leftrightarrow \beta\text{-Ti}$. Це вказує на те, що в обох випадках в твердій фазі проходять дифузійні процеси, які приводять до утворення інтерметаліду FeTi під час нагріву до зазначеної температури. Різниця в поведінці системи за присутності Ga починає проявлятися за температури 800 °C - при цій температурі в системі з Ga спостерігається ендотермічний пік, що ймовірно супроводжує появу рідкої фази в значній кількості. Таким чином, в даній системі утворюються сприятливі умови для активізації дифузійних процесів та змін хімічного потенціалу компонентів карбиду на межі з розплавом.

В обох зразках перший ендотермічний пік спостерігається в районі температур 600 °C В подвійній системі Ti - Fe ця температура відповідає реакції евтектоїдного перетворення: $\alpha\text{-Ti} + \text{FeTi} \leftrightarrow \beta\text{-Ti}$. Це вказує на те, що в обох випадках в твердій фазі проходять дифузійні процеси, які приводять до утворення інтерметаліду FeTi під час нагріву до зазначеної температури. Різниця в поведінці системи за присутності Ga починає проявлятися за температури 800 °C - при цій температурі в системі з Ga спостерігається

ендотермічний пік, що ймовірно супроводжує появу рідкої фази в значній кількості. Таким чином, в даній системі утворюються сприятливі умови для активізації дифузійних процесів та змін хімічного потенціалу компонентів карбіду на межі з розплавом.

Таблиця 3. Склад сумішей для виготовлення зразків

Склад суміші	Вміст компонентів в суміші, % (мас.).				
	Ti	C	B ₄ C	Fe	Ga
70Fe - (Ti - C)	24	6	-	70	-
50Fe - (Ti - C)	40	10	-	50	-
30Fe - (Ti - C)	56	14	-	30	-
70Fe - (Ti - B ₄ C)	22	-	8	70	-
50Fe - (Ti - B ₄ C)	36	-	14	50	-
30Fe - (Ti - B ₄ C)	51	-	19	30	-
70(Fe - Ga) - (Ti - C)	24	6	-	31	39
50(Fe - Ga) - (Ti - C)	40	10	-	22	28
30(Fe - Ga) - (Ti - C)	56	14	-	13	17
70(Fe - Ga) - (Ti - B ₄ C)	22	-	8	31	39
50(Fe - Ga) - (Ti - B ₄ C)	36	-	14	22	28
30(Fe - Ga) - (Ti - B ₄ C)	51	-	19	13	17

В матеріалах, синтезованих з сумішей складу Fe - (Ti - B₄C) присутні TiB та TiB₂. Виявлення на поверхні частинок деякої кількості Fe і Ti, свідчить про утворення інтерметалідів Fe₂Ti та TiFe (рис.16). В матеріалі складу 70Fe - (Ti - B₄C) бор міститься у складі бороцементиту, водночас, в матеріалі 70(Fe - Ga) - (Ti - B₄C) бор у складі матриці в відчутній кількості не виявлений.

Відчутне зниження інтенсивності ліній Fe₃C в спектрах матеріалів, що містять галій, вказує на зниження кількості цементиту в них. Це, ймовірно, обумовлено частковим зв'язуванням заліза з галієм в інтерметаліди, наявність яких в структурі досліджуваних матеріалів підтверджена РФА і РСМА. Подібний ефект сприяє збільшенню періоду ґратки карбіду титану (табл.4), що, в свою чергу приводить до збільшення стехіометрії до рівня TiC_{0,70...0,95}.

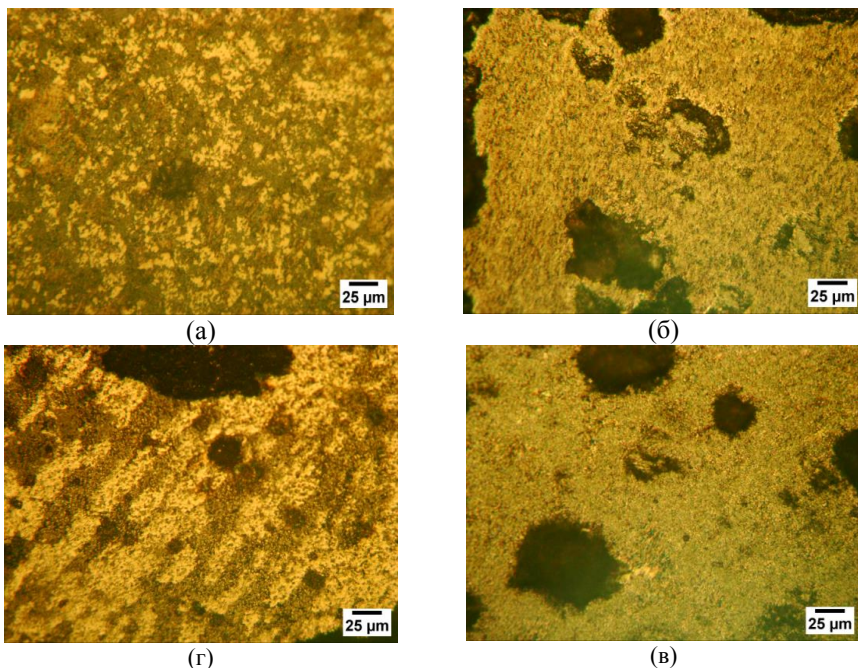


Рис. 13. Мікроструктура зразків, синтезованих з сумішею складу (% (мас.)): 70Fe - (Ti - C) (а); 70(Fe - Ga)-(Ti - C) (б), 50(Fe - Ga) - (Ti - C) (в), 50(Fe - Ga) - (Ti - C) (г)

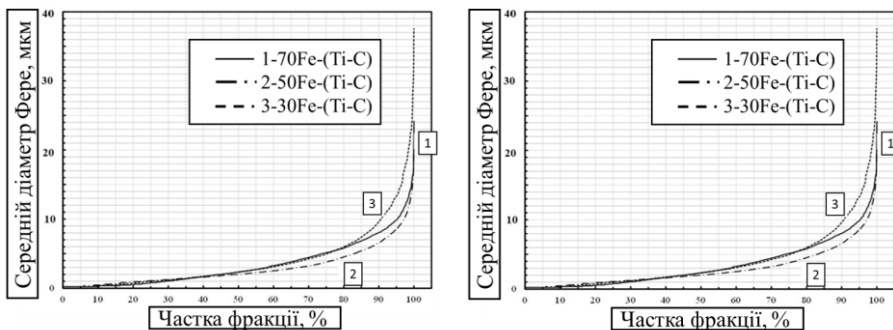


Рис. 14. Кумулятивні криві розподілу частинок за розмірами в структурі матеріалів систем (зліва направо): Fe - (Ti - C) та (Fe - Ga) - (Ti - C)

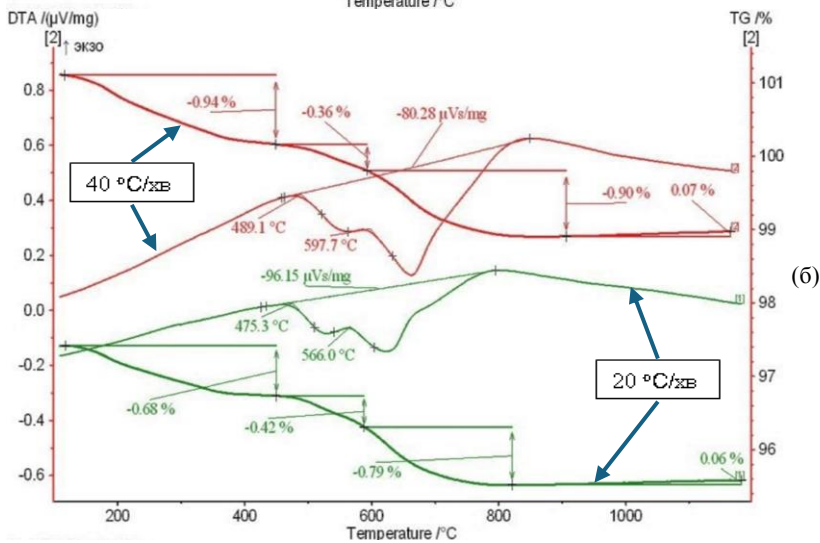
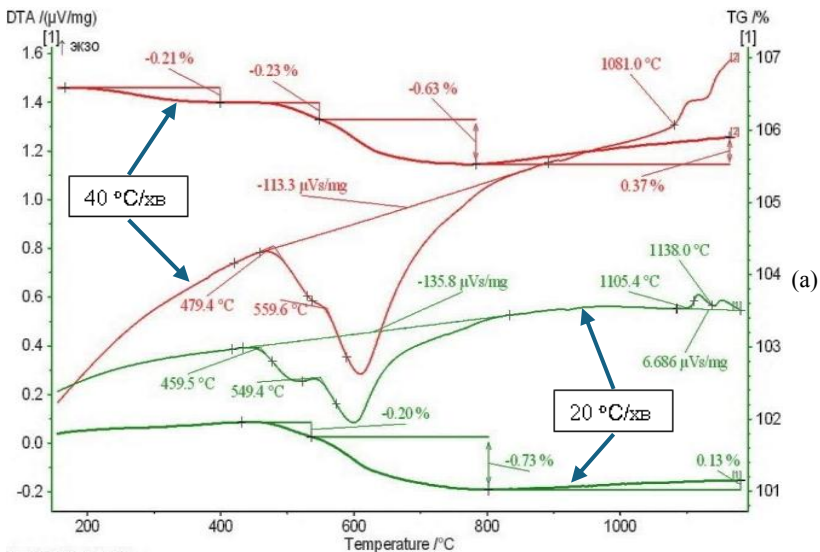


Рис. 15. Диференціальні термічні та гравіметричні криві сумішей, виготовлених змішуванням вихідних порошків: (% (ат.)): 46Ti - Fe (а) та 49Ti - 24Fe - Ga (б)

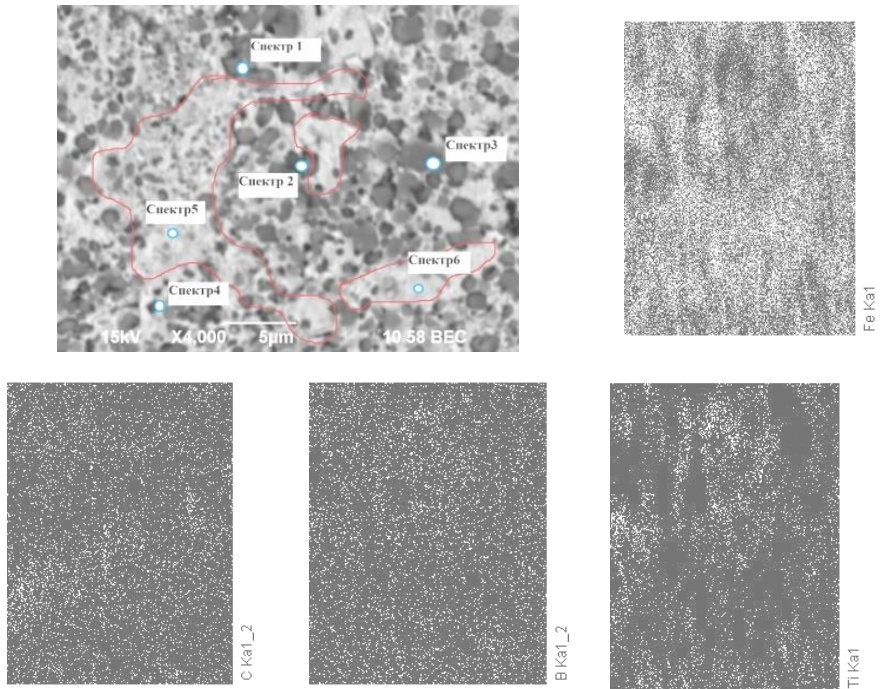


Рис. 16. РЕМ зображення мікроструктури та карти розподілу основних компонентів в матеріалах систем 70Fe-(Ti-B₄C)

Табл. 4. Період ґратки карбіду титану в структурі синтезованих матеріалів систем Fe - Ti - C(B) та Fe - Ga - Ti - C(B), залежно від складу вихідних сумішей

Склад суміші, % (мас.)	Період ґратки TiC _x , А	Склад суміші, % (мас.).	Період ґратки TiC _x , А
70Fe-(Ti-C)	4,32720	70(Fe - Ga)-(Ti-C)	4,33200
50Fe-(Ti-C)	4,33180	50(Fe - Ga)-(Ti-C)	4,32800
30Fe-(Ti-C)	4,33180	30(Fe - Ga)-(Ti-C)	4,33200
70Fe-(Ti-B ₄ C)	4,32580	70(Fe - Ga)-(Ti-B ₄ C)	4,32720
50Fe-(Ti-B ₄ C)	4,33020	50(Fe - Ga)-(Ti-B ₄ C)	4,32340
30Fe-(Ti-B ₄ C)	4,32960	30(Fe - Ga)-(Ti-B ₄ C)	4,32660

В п'ятому розділі представлені результати випробувань матеріалів на основі системи Fe - Ga на корозійну стійкість, механічних характеристик на стискання, а також визначення їхніх електрорезистивних властивостей.

Для встановлення корозійної стійкості матеріалів проведено 2 серії випробувань в нейтральному водяному розчині 3-х % NaCl (PH ≈ 7). Перша

серія дослідів включала корозійні випробування зразків, отриманих термічним синтезом *in-situ* під час спікання сумішей порошків за технологічною схемою. Зразки для 2 серії дослідів отримували за технологічною схемою, що включала отримання сумішей відповідного складу з порошків заліза, лігатури та дисперсних частинок карбідів, або боридів чи нітридів титану при температурі спікання 1200 °С в середовищі в чистому Ag, протягом 1 год. В спектрах продуктів корозії присутній в основному Fe(OH)₃, незалежно від складу кородуючого матеріалу. В зразках складу 70Fe - (Ti - C) виявлені потрібні сполуки заліза з вуглецем і киснем (карбонільної групи), та оксид титану (IV), що не притаманно продуктам корозії матеріалу з галієм. Досліджувані матеріали залежно від складу та способу отримання відносяться до груп стійких (4 - 5 бал) та понижено та малостійких (7 та 8 бали) (табл. 5).

Таким чином, матеріали зразків характеризуються підвищеним опором до корозії відносно технічного заліза та звичайних вуглецевих сталей, зокрема марок Ст3, або 09Г2С, які відносяться до малостійких у неокислювальних сольових розчинах (8 - 10 бал). Найменш корозійностійкими виявилися матеріали з найбільшим вмістом заліза (70 % (мас.) Fe), що є очікуваним явищем, враховуючи що залізвмісні фази стають анодними ділянками, де активно розвиваються процеси розчинення твердої фази. Введення як легуючого Ga підвищує стійкість матеріалу, пересуваючи його з групи малостійких до стійких. Можливим поясненням цього ефекту є те, що Ga, за даними РСМА, знаходиться переважно у складі в твердого розчину на основі заліза, тим самим, зміщуючи його потенціал в сторону більш негативних значень, і зменшуючи його розчинність в електроліті. Ще одною причиною підвищення опору корозії також може бути підвищення періоду ґратки карбиду титану. За результатами випробувань ці матеріали відносяться до груп від помірно стійких (6 бал) до корозійностійких (4 - 5 бал). Така різниця в корозійній стійкості досліджуваних зразків, ймовірно, пояснюється тим, що синтезовані матеріали характеризуються підвищеною пористістю, що полегшує розчинення окиснювальних реагентів в поверхневих шарах матеріалу. В зразках з матеріалу Fe - Ga, легованих Al та дисперсними частинками високомодульних корозійностійких сполук TiC, TiB₂ та TiN корозійна стійкість виявилася вищою, ніж у зразків попередньої серії (див. табл.5). Враховуючи високі показники корозійної стійкості цих матеріалів, та більш контрольований процес їх отримання, саме вони були вибрані для подальших випробувань механічних та магнітних властивостей.

Табл. 5. Корозійна стійкість сплавів в лабораторних корозійних середовищах

Склад матеріалу зразка , % (мас.).	Корозійні властивості		
	К, г/м ² -год	П, мм/рік	Бал корозії
Водний розчин 3% NaCl, 121 год			
70Fe - (Ti - C)	0,16	0,24	8
70Fe - (Ti - B ₄ C)	1,23	1,70	8
70(Fe - Ga) - (Ti - C)	0,9	1,2	8
70(Fe - Ga) - (Ti - B ₄ C)	0,63	0,84	7
Водний розчин 3 % NaCl, 163 год			
50Fe - (Ti - C)	0,60	1,16	8
50Fe - (Ti - B ₄ C)	0,63	0,88	7
50(Fe - Ga) - (Ti - C)	0,42	0,56	7
50(Fe - Ga) - (Ti - B ₄ C)	0,10	0,14	6
30Fe - (Ti - C)	0,41	0,59	7
30Fe - (Ti - B ₄ C)	0,48	0,73	7
30(Fe - Ga) - (Ti - C)	0,71	0,98	7
30(Fe - Ga) - (Ti - B ₄ C)	0,03	0,05	5
Водний розчин 3 % NaCl, 141 год			
Fe - 21,5Ga	0,14	0,02	4
Fe - 19,3Ga - 1,75Al	0,44	0,5	6
Fe - 21,5Ga - 5 % (об.) TiB ₂	0,21	0,2	6
Fe - 21,5Ga - 5 % (об.) TiN	0,09	0,1	5
Fe - 21,5Ga - 5 % (об.) TiC	0,14	0,2	6

Результати механічних випробувань матеріалів на стискання згідно ГОСТ 25.503-97 (табл.6). представлені в табл. 6. Встановлено, що матеріал Fe - 21,5 % (мас.) Ga. в умовах стискання характеризується більш високим рівнем пружності ($\sigma_{\text{проп}} = 361$ МПа) порівняно з чистим Fe (314 МПа) при збереженні достатньо високої пластичності, що пояснюється зміцненням Fe при легуванні його Ga. Часткове заміщення Ga на Al, що має місце в матеріалі Fe - 1,7Al - 19,3Ga приводить до зміцнення матеріалу, який в умовах випробувань руйнується при досягненні навантаження 681 МПа. При додаванні в матеріал Fe - Ga дисперсних тугоплавких частинок найбільший ефект зміцнення спостерігається в матеріалі складу (Fe-21,4 %(мас.) Ga) - 5% (об.) TiB₂, межа пружності якого досягає рівня майже 1000 МПа, а міцність наближається до 1500 МПа. Таке зміцнення матеріалу Fe - Ga значно більше, ніж у випадку зміцнення чистого залізу диборидом титану, що, вірогідно, пояснюватися покращенням адгезійного зв'язку на межі фаз тугоплавка частинка - матриця. Різке погіршення механічних характеристик

при введенні тугоплавких сполук в кількості більше ніж 5 % об. в чисте Fe, обмежує їх використання як легуючих компонентів для зміцнення галфенолів.

Табл. 6. Результати випробувань матеріалів на основі системи Fe - Ga в умовах стискання

Склад матеріалу зразків (% (мас.)). (TiC, TiN та TiB ₂ , % (об.))	Механічні характеристики сплавів			
	$\sigma_{пр}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{стиск}$, МПа	ϵ^* , %
Fe	314	335	>2761	98
Fe - 21,5Ga	361	379	>2083	99
Fe - 19,3Ga - 1,75Al	239	293	681	30
Fe – 5 % (об.) TiB ₂	236	445	>2138	70
Fe – 10 % (об.) TiB ₂	513	621	910	60
Fe – 15 % (об.) TiB ₂	246	391	402	21
(Fe-21,5Ga)–5 % (об.) TiB ₂	902	999	1447	34
Fe – 5 % (об.) TiN	293	358	>2083	82
Fe – 10 % (об.) TiN	212	256	1796	77
Fe – 15 % (об.)TiN	202	227	1841	86
(Fe-21,5Ga) –5 % (об.) TiN	448	478	>2513	80
Fe – 5 % (об.) TiC	237	297	1834	81
Fe – 10 % (об.) TiC	352	367	888	68
Fe – 15 % (об.) TiC	167	204	795	77
(Fe - 21,5Ga) – 5 % (об.) TiC	198	285	720	27

Вимірювання електроопору зразків, ρ , показали, що матеріали подвійного та потрійного складу характеризуються близькими значення цього параметру – від 55 до 67 мкОм·см. Це відповідає середньому рівню електроопору литих галфенолів складу Fe - (21...23 % (мас.)) Ga, який становить 50...85 мОм·см.

Потрібно відзначити, що значення електроопору в матеріалах, що працюють як магнітострикційні впливає на їхні функціональні характеристики. Якщо електричний опір провідників малий, то сила струмів Фуко може досягати великих значень. Тому, однією з головних задач підвищення ефективності матеріалів є зниження їхніх затрат на вихрові токи.

В шостому розділі обґрунтований вибір методики оцінки коефіцієнту магнітострикції зразків в рамках дилатометричного способу вимірювання цієї характеристики та приведені результати дослідно-промислової апробації магнітних властивостей матеріалів.

Нівелювання більшості недоліків існуючих наразі методів вимірювання магнітострикції можливо при застосуванні порівняльної оцінки

коефіцієнта магнітострикції, яка заснована на фіксації параметрів руху у зовнішньому магнітному полі зразків і еталону. У зв'язку з цим, для досліджень магнітострикційного ефекту в роботі був реалізований даний принцип. З групи досліджуваних матеріалів, що пройшли механічні випробування, для магнітострикційних досліджень були обрані матеріали складу (%мас.): Fe - 21,5Ga; Fe - 19,3Ga - 1,75Al; (Fe - 21,5Ga) - 5 %об. TiC; (Fe - 21,5Ga) - 5%об.TiB₂ та (Fe - 21,5Ga) - 5%об. TiN, як є найбільш перспективними з точки зору поєднання магнітострикційних якостей з достатньо високими параметрами пружності і міцності (див. табл.6).

На дослідному стенді, розробленому в рамках наукового співробітництва між ІПМ НАН України та ТОВ «МЕЛТА» (Київ), було проведено випробування зразків, отриманих зі спеченого порошкових матеріалів на базі системи Fe - Ga в магнітному полі, створеному котушкою, осердя для якої виготовляли з досліджуваних матеріалів. У якості еталону для порівняння використовували зразок такої само форми і розміру, але виготовлений з чистого порошкового заліза. Отримані залежності приросту відносного подовження зразків від напруженості змінного магнітного поля наведені на рис17

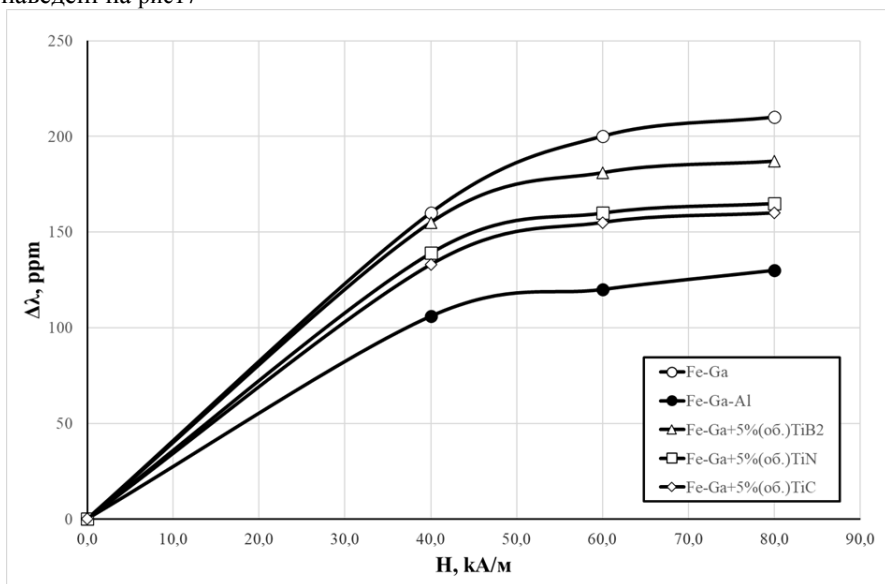


Рис. 17. Залежності приросту відносного подовження зразків від напруженості змінного магнітного поля

Порівняння даних табл.7, показує, що розроблені нами матеріали мають рівень властивостей вище сучасних магнітострикційних смарт-матеріалів близького складу, що отримуються литвом та прокатом, і наближаються до рівня монокристалів.

Табл. 7 – Властивості розроблених сплавів, що пройшли магнітострикційні випробування, та відомих магнітострикційних смарт-сплавів різного призначення

Матеріал (склад % (мас.))	Метод отримання	Коеф. магніто- стрикції λ , ppm	Поле насичен- ня, кА/м	Область застосування
Розроблені порошкові матеріали				
Fe - 21,5Ga		>210	80	Рекомендується для використання в умовах дії корозійного середовища (3% NaCl)
Fe - 19,3Ga - 1,75Al		>130	80	
Fe - 21,5Ga – 5 % (об.) TiB ₂		>180	80	
Fe - 21,5 Ga – 5 %об. TiN		>160	80	
Fe - 21,5Ga – 5 % (об.)TiC		>150	80	
Відомі магнітострикційні сплави				
Fe _{81,6} Ga _{18,4}	Магнетронне розпилення	90	800	Дистанційні актуатори
Fe _{80,5} Ga _{19,5}	Метод направленої кристалізації	200	16	сенсори, засоби накопичування енергії
Fe ₈₁ Ga ₁₉	Литво + прокат	110	-	Ультразвукові випромінювачі
Fe ₈₀ Ga ₂₀	Метод направленої кристалізації	300	240	-«-
Fe ₈₀ Ga _{10,2} Mo _{4,8}	-	117	1200	-«-
Fe ₈₀ Ga ₁₄ Al ₆	Метод направленої кристалізації	205	20	Перетворювачі та магнітострикційні приводи
Fe ₈₀ Ga ₂₀ (монокристал.)	Метод Бриджмена	300	-	Біорозкладані механічноактивні імпланти
Fe ₈₀ Al ₂₀	Магнетронне розпилення	55	80	Промислові накопичувачі енергії

Матеріал (склад % (мас.))	Метод отримання	Коеф. магніто- стрикції λ , ррм	Поле насичен- ня, кА/м	Область застосування
Tb-Dy- Fe/композити	-	110	40	Дистанційне стимулювання клітинної проліферації
CoFe ₂ O ₄	Метод СВС	197	400	Постійні магніти
Fe ₃₀ Co ₇₀	Литво+прокатка	116	96	Актuatorи, силові генератори

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

В дисертаційній роботі **вирішена актуальна науково-технічна задача** розроблення новітніх порошкових магнітострикційних матеріалів з оптимальним комплексом магнітних і механічних характеристик та підвищеною корозійною стійкістю на основі результатів дослідження процесів фазо- та структуроутворення, а також вивчення закономірностей впливу технологічних режимів виготовлення на основні функціональні та фізико-механічні властивості спечених матеріалів.

1. На основі результатів дослідження фазо- та структуроутворення в процесі термічного синтезу сплавів системи Fe - Ga складу, близького до еквіатомного, встановлено, що отриманий сплав складається переважно з інтерметаліду Fe₃Ga₄ (≥ 90 % (об.)), має відносно високі значення мікротвердості (5,5-7,0 ГПа) та відрізняється підвищеною крихкістю, що дозволяє його успішне використання після наступного подрібнення як дисперсної лігатури для отримання спечених, зокрема - магнітострикційних, матеріалів галфенолової групи.

2. Результати дослідження процесів сплавоутворення при синтезі модельних подвійних сплавів системи Al - Ga із вмістом Ga 10-90 % (мас.) показали, що при збільшенні вмісту Ga в сплаві з 10 до 30 % (мас.) параметр ґратки твердого розчину на основі Al збільшується, що, вірогідно, пояснюється максимальним насиченням розчину цим елементом, і відповідно максимально можливими деформаціями ґратки Al в цих умовах. Подальше підвищення вмісту Ga в сплаві до 50 - 90 % (мас.) не викликає помітної зміни цього параметру.

3. Встановлено особливості впливу складу вихідної шихти та режимів спікання на структуру і властивості спечених матеріалів системи Fe - Ga - Al

в області концентрацій, збагачених алюмінієм (50 - 90 % (мас.)). Показано, що для матеріалів з 90 % Al спікання навіть при 800 °C забезпечує практично безпористий стан пресовки (1...2 % пор), тоді як із зменшенням вмісту Al в шихті до 70 та 50 % (мас.) пористість зразків після спікання навіть при 1200 °C складає 8... 10 %. Дослідження фазового складу спечених матеріалів даної групи показали, що основою структури матеріалу з 90 % (мас.) Al є твердий розчин з Ga, з кристалами інтерметалідів подвійного складу, близького до Al_3Fe . Зі зменшенням вмісту % Al, доля інтерметалідів в структурі матеріалу зростає до 70 - 85 % (об.) Підвищення температури спікання приводить до формування інтерметалідів потрібного складу $Al_{2,3...3,5}(Fe, Ga)$.

4. Вивчено вплив легуючих домішок Ni та Ga на процеси структуро- та фазоутворення при термічному синтезі композитів на основі систем Fe - (Ti - C) та Fe - (Ti - B_4C). Встановлено, що введення в вихідну шихту порошку Ni, або лігатурного сплаву складу Fe - 55Ga, сприяє формуванню більш дисперсних карбідів і боридів під час термічного синтезу. Показано, що період гратки та, відповідно, ступінь стехіометричності синтезованого карбиду титану зменшується зі збільшенням вмісту Ni у шихті, і, навпаки збільшується при введенні в шихту Ga у складі лігатурного сплаву з залізом.

5. В результаті дослідження процесів структуро- та фазоутворення при спіканні матеріалів системи Fe - Ga - Al в області концентрацій, збагачених залізом, встановлено, що усадка після спікання пресовок при 1150 °C збільшується при зростанні вмісту Ga у складі вихідної шихти, що обумовлено, вочевидь, більшим об'ємом рідкої фази та прискоренням дифузійних потоків в системі в його присутності. В той же час, збільшення вмісту Al в шихті призводить до помітного підвищення рівня пористості зразків після спікання.

6. Встановлено закономірності впливу компонентних складових вихідної шихти на основні механічні властивості спечених сплавів. Показано, що введення та 5 % (об.) TiB_2 в шихту складу Fe - 21,5 % (мас.) Ga, призводить до суттєвого зміцнення спеченого сплаву, границя пружності якого досягає рівня майже 1000 МПа, а міцність на стиск наближається до 1500 МПа.

7. Результати дослідження магнітних характеристик спечених сплавів різних компонентних складі показали, що найвищим рівнем магнітострикції (вище 210 ppm) відзначаються матеріали подвійного складу Fe-21,5 % (мас.) Ga. Введення в склад сплаву дисперсних частинок тугоплавких сполук призводить до деякого зменшення рівня магнітострикції матеріалу (180 ppm). Сплави, додатково леговані алюмінієм, а саме Fe-19,3Ga-1,75Al характеризуються коефіцієнтом магнітострикції, більше 130 ppm. В цілому, наведені показники перевищують рівень магнітострикції комерційних магнітострикційних матеріалів на основі Fe, легованих Ni, Co, V, Mo, Cr (50...100 ppm), та величин, отриманих іншими дослідниками на порошкових сплавах системи Fe - 22Ga (80...150 ppm).

8. Встановлено позитивний синергетичний ефект галію та бору на корозійну стійкість залізовмісних матеріалів. Так, за рахунок введення у вихідну шихту складу Fe – Ti - В₄С галію у складі лігатури (до 30 % (мас.)) корозійна стійкість спечених матеріалів підвищується з групи малостійких (8 бал для складів без галію) до корозійностійких (4 - 5 бал для матеріалів з галієм).

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ

Статті у виданнях, що входять до міжнародних наукометричних баз

1. Bagliuk, G.B., Maximova, G.O, **Goncharuk, D.A.** Molchanovska G.M., Shishkina Yu.O. The Structurization and Phase Formation of Fe–Ti–Ni–B₄C Alloys in Thermal Synthesis. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2022. Vol. 61, P. 169–179. <https://doi.org/10.1007/s11106-022-00304-x>. Індексуються міжнародною наукометричною базою даних SCOPUS. (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, участь в обробці даних рентгенографічних та металографічних досліджень, участь у написанні статті).
2. Bagliuk, G., Maksimova, G., Mamonova, A. **Goncharuk D.** The Structure and Phase Composition Acquired by Fe–Ti–Ni–C Alloys in Thermal Synthesis. *Powder Metall Met Ceramics*, 2020. Vol. 59, P.171–178. <https://doi.org/10.1007/s11106-020-00149-2>. Індексуються міжнародною наукометричною базою даних SCOPUS (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, проведенні та обробці даних рентгенографічних та металографічних досліджень та їх обробці, участь в дослідженні механічних властивостей, участь у написанні статті)..
3. Bagliuk G., Maximova G., Bezdorozhev A. , **Goncharuk A.** Effect of Ni addition on structure formation at in-situ synthesis of TiC hardened Fe-based powdered alloy. *Material Science. Non-Equilibrium Phase Transformations*, Year III, Iss. 5, 2017. P.172-175. <https://stumejournals.com/journals/ms/2017/5/172>. (Особистий внесок здобувача полягає в участі при отриманні зразків для досліджень, в участі в обробці даних рентгенографічних та металографічних досліджень). Індексуються науко метричними базами даних WorldCat та Google Scholar.
4. **Goncharuk, D.A.**, Baglyuk, G.A. Interaction between Fe–Ti–B₄C Powder Charge Components During Heating. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2013. Vol. 51. P.547–553. <https://doi.org/10.1007/s11106-013-9466-1/> Індексуються міжнародною наукометричною базою даних SCOPUS. (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, участь в обробці даних рентгенографічних та металографічних досліджень, участь у написанні статті).

Статті у наукових фахових виданнях України

5. Бошицкая Н.В., Кушевская Н.Ф., Баглюк Г.А., Куровский В.Я., **Гончарук Д.А.** Сравнительная характеристика нанопорошков на основе железа, полученных синтезом из оксалатов и цитратов. *Доповіді Національної академії наук України*. — 2014. № 2. С. 92-97. (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, участь в обробці даних досліджень, участь у написанні статті).
6. **Гончарук Д.А.**, Баглюк Г.А., Хоменко О.І., Новиченко В.М., Грипачевський О. М. Структура і властивості матеріалів Fe - Al - Ga в області концентрацій, збагачених залізом. *Успіхи матеріалознавства*, 2024. Вип. № 8/9, Київ: ІПМ ім.І.М. Францевича НАН України, С. 97-111. <https://doi.org/10.15407/materials2024.08-09.010>. (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, проведенні металографічних досліджень та їх обробці, дослідження механічних властивостей, написання статті).
7. **Гончарук Д.А.**, Грипачевський О.М., Хоменко О.В., Молчановська Г.М., Максимов Г.О. Дослідження особливостей формування структури сплаву Fe-55% (мас.). Ga. *Наукові нотатки*, 2022. Вип. № 73. с. 171-176. <https://doi.org/10.36910/775.24153966.2022.73>. (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, проведенні металографічних досліджень та їх обробці, участь в обробці рентгенографічних досліджень участь у проведенні механічних властивостей, написання статті).
8. **Гончарук Д.А.**, Хоменко О.І., Молчановська Г.М., Новиченко В.М. Особливості структуро- та фазоутворення в системі Fe - Ga - Al. *Успіхи матеріалознавства*, 2022. Вип. № 4/5, Київ: ІПМ ім.І.М. Францевича НАН України, С. 65-73. <https://doi.org/10.15407/materials2022.04-05.065>. (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, проведенні металографічних досліджень та їх обробці, дослідження механічних властивостей, написання статті).
9. **Гончарук Д.А.**, Баглюк Г.А., Хоменко А.А. Новые конструкции высокоэнергетических устройств для тонкого измельчения порошковых материалов. *Вісник національного технічного університету «ХПИ»*, Харків, 2013. № 57 (1030) с. 154–159. (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, проведенні металографічних досліджень та їх обробці, дослідження механічних властивостей, написання статті).
10. **Гончарук, Д. А.**, Баглюк Г. А. Реакционный термический синтез композитной губки из брикетированных порошковых смесей систем Fe - Ti - В-С. *Вісник НТУУ «КПІ». Машинобудування*: 2011. Вип. № 61, т.2. С.155-159. <https://ela.kpi.ua/items/cefd8b86-5d52-4797-b9b8-a28d050c7c71>. (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, проведенні та обробці даних рентгенографічних, металографічних та дилатометричних досліджень та їх обробці, участь у написанні статті).

Публікації, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

11. **Goncharuk D.**, Keba B., Vlasenko A. *Third International Students and Post-graduates Conference. Combined with «Kyiv School: Data Science on Materials». In the Framework of the 21st International Conference «CODATA - 21». To high technologies on the base of advanced physical materials science research and computer modeling. Development to 100th anniversary birthday of Academician V.N. Grydnev. NTUU «KPI», Kyiv, 30 september – 05 october 2008. P.P. 33-34. (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, проведенні металографічних досліджень та їх обробці, дослідження механічних властивостей, написання статті).*
12. Баглюк Г.А., Хоменко О.І., **Гончарук Д.А.** Апаратно-програмний комплекс для дослідження структурних змін деформованого матеріалу. *II Міжнародна науково-практична конференція «Теоретичні і експериментальні дослідження в технологіях сучасного матеріалознавства та машинобудування», Луцьк-Свіязь, 1-6 червня 2009 р.; (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, участь в дослідженнях механічних властивостей).*
13. **Гончарук Д. А.**, Хоменко О. В., Баглюк Г.А., Грипачевський О. М.,Новиченко В. М. Дослідження особливостей формування структури сплавів в системі Fe - Ga - Al. *Proceed. IX International scientific and practical conference «Theoretical and Experimental Research in Materials Science and Mechanical Engineering». Тези. Луцьк,; Вежа-Друк. 2023. с. 142-145. <https://eu-conf.com/wp-content/uploads/2023/02/THEORETICAL-AND-PRACTICAL-METHODS-OF-SCIENCE-DEVELOPMENT.pdf>; (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, проведенні металографічних досліджень та їх обробці, дослідження механічних властивостей, написання статті).*
14. **Гончарук Д.А.**, Баглюк Г.А., Мамонова А.А. Фазовий состав композитов системи Fe - Ti-C, полученных реакционным синтезом. *Матеріали міжнародної конференції «ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ: ЕЕ СЕГОДНЯ И ЗАВТРА», 27-30 листопада 2012 р. ІПМ НАНУ, Київ. С. 309. [http://www.materials.kiev.ua/conferences/PM_2012Prelim%20Programme-60-years-IPMS\(2\).pdf](http://www.materials.kiev.ua/conferences/PM_2012Prelim%20Programme-60-years-IPMS(2).pdf). (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, проведенні металографічних досліджень та їх обробці, дослідження механічних властивостей, написання статті).*
15. Баглюк Г.А., **Гончарук Д.А.**, Реакционный термический синтез композитной губки из порошковых смесей системы Fe - Ti-B-C. *Українсько-німецька конференція з машинобудування «Нові матеріали та технології в машинобудуванні-2011». Київ, Україна, 13-14 квітня 2011 р. Вісник НТУУ «КПІ». Машинобудування. № 61, том 2. (Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, проведенні металографічних досліджень та їх обробці, дослідження механічних властивостей, написання статті).*

16. Баглюк Г.А., **Гончарук Д.А.** Mechanism of structure formation in the reaction of thermal synthesis from composite powders in Fe - Ti-H-C-B system. VII International Conference "Quality Strategy in Industry and Education", July 3-10, 2011, Varna, Bulgaria. Vol. 3. *(Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, проведенні металографічних досліджень та їх обробці, написання статті).*

17. **Гончарук Д.А.**, Клименко Г.В., Дядун В.М. Особливості структуроутворення при реакційному спіканні порошкових сумішей системи Ti-Fe-C(B). Науково-практична конференція молодих вчених «Метали: одержання, обробка, застосування», присвячена 50-річчю заснування ФТІМС НАН України, Київ, 28-29 травня 2008 р., с.151-154; *(Особистий внесок здобувача полягає в отриманні зразків для досліджень, проведенні металографічних досліджень та їх обробці, дослідження механічних властивостей, написання статті).*

Патенти:

18. Патент UA 74791 Кущевська Н.Ф., Бошицька Н.В., Куровський В.Я., Перекос А.О., **Гончарук Д.А.** Спосіб отримання нанодисперсного магнітного порошку заліза з високою питомою поверхнею Оpubл. Бюл. № 21, 12.11.2012 *(Особистий внесок здобувача полягає в участі в розробці способу отримання порошку).*

19. Патент UA 50786 B02/C1900. Баглюк Г. А., Гончарук Д.А. Вібраційний млин. Оpubл. Бюл. № 12, 25.06.2010. *(Особистий внесок здобувача полягає в участі в розробці конструкції млина, участь у написанні патенту).*

20. Патент UA 78065 B22/F300. Баглюк Г. А., Гончарук Д.А. Спосіб виготовлення виробів із порошкових композиційних зносостійких матеріалів. Оpubл. Бюл. № 5, 11.03.2013. *(Особистий внесок здобувача полягає в участі в розробці технологічної схеми, участь у написанні патенту).*

21. Патент UA 81533 G01/F1700. Хоменко О. І., Баглюк Г.А., **Гончарук Д. А.** Пристрій для вимірювання об'єму тіла довільної форми. Оpubл. Бюл. № 13, 10.07.2013. *(Особистий внесок здобувача полягає в участі в розробці конструкції пристрою, участь у написанні патенту).*

АНОТАЦІЯ

Гончарук Д. А. Закономірності впливу легування галієм на формування структури і властивостей спечених матеріалів функціонального призначення на основі Fe та Al. Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.16.06 «Порошкова металургія і композиційні матеріали» (13 Механічна інженерія). – Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ, 2025.

Дисертація присвячена вирішенню науково-технічної задачі – дослідженню фазових та структурних перетворень в системах Fe - Ga та Fe - Ga - Al та розробленню порошкових магнітострикційних матеріалів на їх основі з оптимальним комплексом магнітних, механічних та антикорозійних характеристик. Вивчено особливості фазо- та структуроутворення в порошкових матеріалах систем Fe - Ga, Al - Ga та Fe - Al - Ga та досліджено конкуруючий вплив Al та Ga на структуро- та фазоутворення матеріалів Fe-(17...22) % (мас.)(Ga + Al). Вивчено вплив легуючих домішок Ni та Ga на процеси термічного синтезу в системах Fe - (Ti - C) та Fe - (Ti - V₄C) та виявлено підвищення опору корозії при одночасному легування їх В і Ga. Вивчено вплив Al та боридів, нітридів і карбідів титану на характеристики пружності і міцності матеріалів системи Fe - Ga в умовах стискання та вигину. Найбільший ефект зміцнення виявлений в матеріалі складу (Fe - 21,4Ga) - 5% (об.) TiB₂, для якого межа пружності становить близько 1000 МПа, а міцність наближається до 1500 МПа. Розроблено дослідний стенд для фіксації залежностей магнітної індукції в феромагнітних матеріалах від напруженості зовнішнього магнітного поля. Встановлено, що матеріали Fe - 22,5 % Ga, (Fe - 22,5 % Ga) + 5% (об.) (TiB₂; TiC; TiN) та Fe - 19,3Ga - 1,75Al мають магнітострикцію вище 210, 180...150 та вище 130 ppm відповідно. Ці показники перевищують рівень промислових магнітострикційних матеріалів на основі Fe, легуваних Ni, Co, V, Mo, Cr (50...100 ppm) та порошкових сплавів Fe - 22 % (мас.). Ga (80...150 ppm). Розроблені порошкові матеріали мають переваги перед литими матеріалами Fe - Ga, оскільки вже на етапі компактування сумішей можна отримувати необхідну форму і товщину виробів.

Ключові слова: спікання, Fe - Ga, Al - Ga, Fe - Al - Ga, гальфеноли, магнітні властивості, магнітострикція, порошкові матеріали.

ANNOTATION

Honcharuk D. A. Regularities of the influence of gallium doping on the formation of the structure and properties of sintered materials of functional purpose based on Fe and Al. Qualification scientific work in the form of a manuscript.

Dissertation for the degree of Candidate of Technical Sciences in the specialty 05.16.06 "Powder Metallurgy and Composite Materials" (13 Mechanical Engineering). – Institute of Problems of Materials Science named after I. M. Frantsevich NAS of Ukraine, Kyiv, 2025.

The dissertation is devoted to solving a scientific and technical problem – the study of phase and structural transformations in the systems Fe Ga and Fe Ga Al and the development of powder magnetostrictive materials based on them with an optimal set of magnetic, mechanical and anti-corrosion characteristics. The features of phase and structure formation in powder materials of the Fe - Ga, Al - Ga and Fe - Al - Ga systems were studied and the competing influence of Al and Ga on the structure and phase formation of materials Fe - (17...22) wt.% (Ga + Al) was investigated. The influence of alloying impurities Ni and Ga on the processes of thermal synthesis in the Fe - (Ti - C) and Fe - (Ti - B₄C) systems was studied and an increase in corrosion resistance was found with simultaneous alloying of them with B and Ga. The influence of Al and borides, nitrides and carbides of titanium on the characteristics of elasticity and strength of materials of the Fe - Ga system under compression and bending conditions was studied. The greatest strengthening effect was found in the material of the composition (Fe - 21.4Ga) 5 vol.% TiB₂, for which the elastic limit is about 1000 MPa, and the strength approaches 1500 MPa. A research stand has been developed to record the dependences of magnetic induction in ferromagnetic materials on the strength of the external magnetic field. It has been established that the materials Fe - 22.5 wt. % Ga, (Fe - 22.5 wt. % Ga) + 5% vol.% (TiB₂; TiC; TiN) and Fe - 19.3 wt.% Ga - 1.75 wt.% Al have magnetostriction above 210, 180...150 and above 130 ppm, respectively. These indicators exceed the level of industrial magnetostrictive materials based on Fe, doped with Ni, Co, V, Mo, Cr (50...100 ppm) and powder alloys Fe - 22 wt. % Ga (80...150 ppm). The developed powder materials have advantages over cast Fe - Ga materials, since the required shape and thickness of the products can be obtained already at the stage of compaction of the mixtures.

Keywords: sintering, Fe - Ga, Al - Ga, Fe - Al - Ga, galphenols, magnetic properties, magnetostriction, powder materials.

Підписано до друку 03.02.2025 Формат 60x90 1/16.

Папір офсетний. Гарнітура Times New Roman.

Ум. друк. арк. 3. Наклад 100 прим. Зам. № 25