

Структура і властивості матеріалів Fe—Al—Ga в області концентрацій, збагачених залізом

Д. А. Гончарук^{1*}, Г. А. Баглюк¹, О. І. Хоменко¹,
В. М. Новиченко², О. М. Грипачевський³

¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України
Україна, 03142, Київ, вул. Омеляна Прицака, 3

*E-mail: zoneipm@gmail.com

²Технічний центр НАН України

Україна, 04070, Київ, вул. Покровська, 13

³Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України
Україна, 03142, Київ, б-р академіка Вернадського, 36

Досліджено структуру та механічні властивості матеріалів системи Fe—Al—Ga (в області концентрацій 78—82% (мас.) Fe), отриманих спіканням при температурі 1150 °C в середовищі Ar протягом 1 год. Вихідними матеріалами були суміші порошків Fe, Al та подрібненого лігатурного сплаву Fe—Ga еквіатомного складу. Виготовлено 7 сумішей, з яких дві суміші мали подвійний склад (% (мас.)): Fe—17,5Al та Fe—21,4Ga, а всі інші були трикомпонентними, з поступовим заміщенням Al на Ga. Фазовий склад зразків вивчали методами рентгенофазового та локального мікрорентгеноспектрального аналізів, механічні характеристики досліджували методами макро- і мікродюрOMETрії, механічні випробування зразків проведені в умовах одноісного стиснення. Встановлено позитивний вплив Ga на ущільнення потрійних сплавів Fe—Al—Ga. Показано, що основною фазою отриманих матеріалів є твердий розчин на основі Fe, в якому розчинено Al та Ga у відповідних пропорціях. За результатами механічних випробувань, матеріал подвійного складу Fe—21,4Ga має більший рівень пружності у порівнянні з чистим Fe, а заміна малої частки Ga на Al (до 2% (мас.)) у складі матеріалу сприяє його зміцненню.

Ключові слова: Fe, Al, Ga, мікроструктура, фазоутворення, мікротвердість, механічні характеристики, міцність на стиснення.

Вступ

Потрійна система Al—Fe—Ga наразі є мало дослідженою, хоча сплави подвійного складу на основі компонентів цієї системи широко використовуються в техніці і дотепер мають значний потенціал для створення нових функціональних матеріалів. Інтенсивні дослідження подвійної системи Fe—Al проводилися ще з першої половини минулого століття, завдяки чому широке застосування отримали матеріали із вмістом Al до 20% (мас.), що мають унікальну комбінацію механічних властивостей у поєднанні зі стійкістю до корозії до 900 °C [1, 2]. Інший бік концентраційного трикутника фазової діаграми Al—Fe—Ga складає система Fe—Ga, яка стала предметом інтенсивного наукового пошуку тільки в останні три десятиліття. Активний розвиток розробок у цьому напрямку почався завдяки високим значенням магнітних характеристик цих матеріалів в області існування твердих розчинів на основі заліза (20—30% (мас.) Ga) [3]. У той же час подвійні сплави системи Fe—Al також виявилися

можливими кандидатами для пристроїв, що використовують магніто-механічні властивості матеріалів [4], і це сформувало широкий запит на такі сплави в різних галузях виробництва [5, 6]. Оскільки кожний з цих металів має здатність до підвищення функціональних властивостей Fe, актуалізувалося подальше вивчення потрійної системи Fe—Ga—Al. У роботі [7] представлено результати досліджень ізотермічного перерізу концентраційного трикутника Fe—Al—Ga (рис. 1) та визначено області існування твердих розчинів на основі ґратки α -Fe різного типу (невпорядкованих A2 та впорядкованих B2, DO₃ та DO₁₉) в політермічному перерізу сплаву Fe—0,75Ga—0,25Al до температури 800 °С.

Високотемпературні області фазової діаграми Fe—Al—Ga є наразі не дослідженими, хоча їх використання в технологічних процесах видається

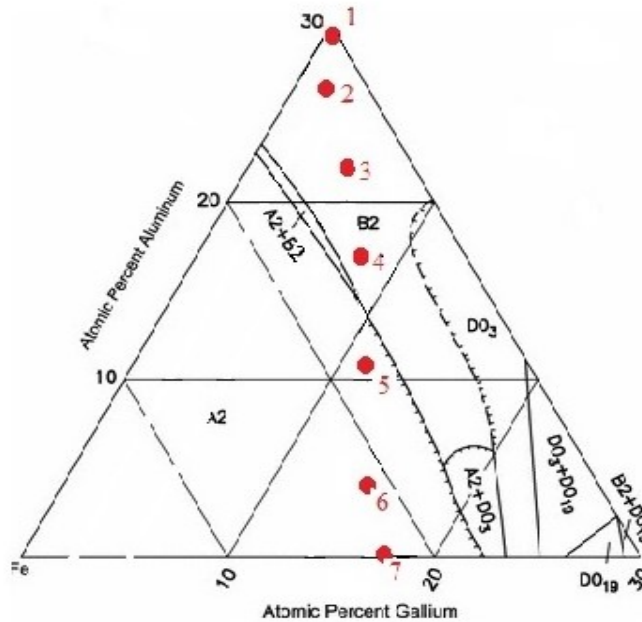


Рис. 1. Ізотермічний переріз концентраційного трикутника фазової діаграми Al—Fe—Ga в області залізного кута при 650 °С [7] з нанесеними точками, що відображають склад потрійних сплавів, досліджуваних у даній роботі (табл. 1).

перспективним з точки зору керування структурою та властивостями отриманих матеріалів.

У роботах [8, 9] вказується на відсутність адитивного ефекту при одночасному легуванні заліза алюмінієм та галієм і суттєвий вплив фазового складу та особливостей структуроутворення на властивості потрійних сплавів. Певні труднощі під час безпосереднього сплавлення вихідних компактних металів обумовлені значною різницею в температурах їх плавлення, які для Fe, Al та Ga становлять близько 1538, 660 та 29 °С відповідно. Це призводить до ускладнення умов формування структури та до її нестабільності. Необхідність отримання певних властивостей матеріалів даного класу спонукає до вивчення впливу технологічних факторів на сплавоутворення в цій системі.

Методи порошкової металургії є найбільш перспективними з точки зору прискорення процесів фазоутворення завдяки розвиненій поверхні контакту диспергованих компонентів. Зокрема, високотемпературна обробка порошкових матеріалів Fe—Al дозволяє нівелювати негативні процеси, що розвиваються під час екзотермічних реакцій утворення інтерметалідів в інтервалі температур 500—1000 °С, і які спричиняють суттєве “розбухання” матеріалу і формування пористої структури [10].

До того використання тугоплавкої лігатури, що зв’язує легкоплавкий компонент Ga, може знизити дисбаланси дифузійних потоків, які виникають в процесі спікання і можуть призводити до розвитку процесу пороутворення (ефекти Кіркендалла і Френкеля).

У зв’язку з цим метою роботи є дослідження особливостей формування структури та фазоутворення в системі Fe—Al—Ga в області температурного інтервалу вище 650—800 °С за умов використання порошкових компонентів Fe та Al і лігатурного сплаву Fe—Ga.

Матеріали та методика досліджень

Як вихідні компоненти використовували порошки заліза (марка ПЖР-2.200.26, ГОСТ 9849-86; 99,9% (мас.) Fe), алюмінію (марка ПА-4, ГОСТ 6058-73; 98,99% (мас.) Al) та галію в зливках (марка Гл-1, ГОСТ 12797; 99,99% (мас.) Ga). Галій вводили у суміш порошків заліза і алюмінію у вигляді лігатури еквіатомного складу Fe — 44,9% (мас.) Ga (50% (ат.) Ga). Лігатурний сплав попередньо отримували сплавленням галію з залізом при 1300 °С в нейтральному середовищі Ar за технологічною схемою, представленою в роботі [11]. Лігатура після сплавлення компонентів складалася переважно з інтерметаліду Fe₃Ga₄, крім того, в структурі були присутні сполуки Fe₆Ga₅ і Fe₃Ga в малій кількості (до 10% (об.)). Перед змішуванням з порошками металів лігатуру доводили до порошкового стану подрібнюванням та відсівом до фракцій ≤100 мкм. Усі порошки попередньо піддавали сушці у форвакуумі (10⁻¹ МПа) за температури 200 °С протягом двох годин.

Склад сумішей підбирали з метою дослідити конкуруючий вплив Al та Ga на структуру і фазовий склад потрійних сплавів системи Fe—Al—Ga в температурній області, що знаходиться вище визначеного наразі температурного інтервалу існування твердих розчинів на основі α-Fe (A2 та B2, рис. 1). Для цього змінювали відносні кількості легуючих компонентів (Ga та Al) в суміші так, щоб мало місце поступове заміщення першого металу другим. Було виготовлено 7 сумішей, які мали або тільки два компонента, а саме Fe—17,5% (мас.) Al (склад 1) та Fe—21,4% (мас.) Ga (склад 7), або усі три компонента з поступовим заміщенням Al на Ga з “кроком” 1,75% (мас.) (склади 2—6) (табл. 1).

Змішування компонентів здійснювали вручну з додаванням як пластифікатору малої кількості BN (≤2% (об.)). Готові суміші формували в брикети діаметром 20 мм під тиском 700 МПа до досягнення висоти пресовок 10 мм. Суміші мали гарну пресуємість, після випресовки з пресформи зразки тримали форму і не мали видимих тріщин. Пористість зразків залежно від складу варіювалася від 5 до 10% (мас.).

Пресовки розміщали в камері індукційної печі в графітовому багатопозиційному тиглі (графіт марки МПГ-7), які потім засипали повністю

очищеним SiO₂. Поряд із дослідними зразками в робочій зоні розміщували також тигель з пресовками з порошку чистого Fe, що були сформовані подібним чином, але без добавок пластифікатору. Пористість пресовок варіювалася в діапазоні 5—10%.

Основна температура спікання становила 1150 ± 5 °C, за якої зразки витримували протягом 1 год. За цих умов з врахуванням необхідного ступеня перегріву лігатурний сплав, що складається з інтерметаліду Fe₃Ga₄ ($T_{пл} = 1037$ °C [12]), має повністю перейти у рідку фазу. Зразки з порошкового Fe без легуючих домішок піддавали термообробці разом із дослідними зразками в одній камері.

Попередньо з метою дегазації проводили п'ятициклічне розрядження камери до вакууму 10^{-1} МПа з наступним заповненням Ar (99,993% (мас.) Ar). На початок нагріву зразків тиск Ar в камері становив 0,2 МПа. Швидкість нагрівання зразків до основної температури спікання в середньому становила 30—40 град/хв, після ізотермічної витримки їх охолоджували до кімнатної температури разом з піччю.

Фазовий склад отриманих сплавів визначали методами рентгенофазового (РФА) та локального мікрорентгеноспектрального (РСМА) аналізів. Дифрактограми знімали на спектрометрі ДРОН-3М в поточковому режимі за методом порошку ($U = 35$ кВ, $I = 35$ мА) в FeK_α-1 випромінюванні. Як монохроматор використовували монокристал графіту.

Т а б л и ц я 1. Склад сумішей для виготовлення зразків

Склад суміші	Концентрація елементів у 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

Зйомку здійснювали в кутовому інтервалі $2\theta = 20$ — 90° з кроком сканування $0,05^\circ$ та часом експозиції в точці 2 с. Для обробки дифрактограм та ідентифікації хімічних сполук залучали програму аналізу рентгенівських спектрів MATCH! v.1.9. з вбудованою базою даних AMSCD.

Локальний мікрорентгеноспектральний аналіз виконували за допомогою мікроскопа JEOL моделі JSM-6490 та рентгенівського мікрозонда MS-46 фірми "CAMECA" (Франція). Кількісний аналіз проводили засобами програми ZOND, яка обчислювала поправки на поглинання, флюоресценцію та атомний номер. Сумарна похибка розрахунку концентрацій металевих компонентів не перевищувала 0,2% (мас.).

Для металографічного аналізу структури зразків виготовляли шліфи стандартним способом, які досліджували методами оптичної та растрової електронної мікроскопії. Для визначення структурних

складових використовували травлення поверхні шліфів реактивами $\text{HF—HCl—HNO}_3\text{—H}_2\text{O}$ та $\text{FeCl}_2\text{—HCl—C}_2\text{H}_5\text{OH}$, які зазвичай застосовуються для виявлення структур алюмо- та залізовмісних сплавів відповідно [13, 14].

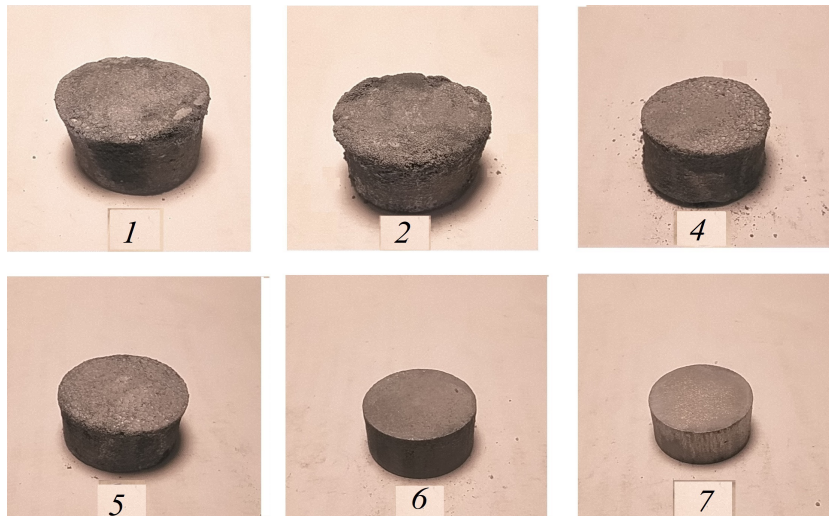
Твердість отриманих матеріалів визначали за Брінеллем (ДСТУ ISO 6506-1:2007) з використанням сферичного індентора діаметром 5 мм з навантаженням 612,9 Н протягом 20 с. Мікротвердість структурних складових отриманих матеріалів вимірювали за допомогою 4-гранної пірамідки Вікерса (ДСТУ ISO 6507-1-2018) на мікротвердомірі ПМТ-3 з навантаженням 0,49 Н (HV 0,05). Механічні випробування зразків проводили за методом на стискання згідно з діючим наразі в Україні стандартом ГОСТ 25.503-97 на зразках в кількості не менше 5 для кожного складу. Результати випробувань обчислювали стандартними методами статистичної обробки для визначення середнього значення з похибкою на рівні 5—10%.

Необхідно відмітити, що під час довгострокового зберігання в закритій поліетиленовій тарі без застосування будь-яких засобів консервації отримані зразки потрійного складу залишаються структурно-стабільними, а на їх поверхні не виявляється корозії. Це вказує на відносну стійкість сплавів до впливу навколишнього середовища за нормальних умов.

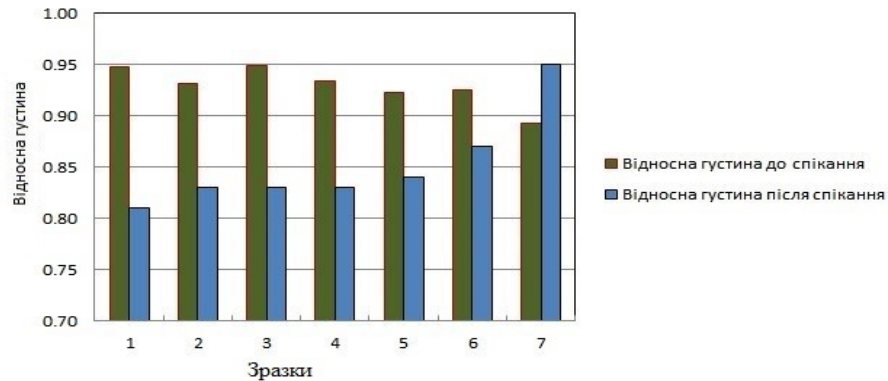
Результати досліджень

Спечені зразки мали візуальні ознаки збільшення об'єму в різній мірі з поступовим зменшенням їх прояву зі зростанням кількості Ga у складі матеріалу (рис. 2, *a*).

Геометричні заміри та гідростатичні зваження показали: для зразків подвійного складу Fe—17,5% (мас.) Al характерна максимальна пористість, що вказує на активний розвиток процесів, які спричиняють пороутворення під час спікання (рис. 2, *б*). У зразках потрійного складу ефект “розбухання” виявляється меншою мірою, а зразки з матеріалу подвійного складу Fe—21,5Ga мають мінімальну пористість, що вказує на максимальну ступінь ущільнення матеріалу в умовах експерименту, порівняну зі щільністю литих матеріалів аналогічного складу [9]. Зразки з чистого Fe в умовах експерименту суттєво не ущільнювалися, оскільки до і після спікання мали пористість близько 10%.



a



б

Рис. 2. Зовнішній вигляд (*a*) та відносна густина спечених зразків залежно від їхнього складу (*б*) (% (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.

Об'ємне розширення зразків, що містять Al, є передбачуваним і зумовлене особливостями фазової діаграми подвійної системи Fe—Al, яка характеризується розлогою областю розчинення Al в α -Fe та низькою зворотною розчинністю цих елементів [15]. Механізми, що проходять під час спікання двокомпонентних сумішей з елементарних порошоків Fe та Al, є достатньо вивченими [16, 17]. Вважається, що в системі Fe—Al формування фаз проходить через етапи утворення інтерметалідів типу FeAl_3 , Fe_2Al_5 та FeAl_2 ще на стадії нагріву в твердофазній області. Реакції синтезу інтерметалідів, які мають екзотермічний характер, розвиваються в цій системі починаючи з температур нижче температури плавлення Al (580—640 °C). Енергія, що швидко виявляється під час синтезу, спричиняє значне теплове розширення і, як результат, призводить до суттєвих механічних та термічних напружень в матеріалі. Крім того, велика різниця

в температурах плавлення Fe та Al вказує на суттєву різницю у швидкостях зустрічної дифузії і появу надлишкової пористості (ефекти Кіркендалла та Френкеля). У високотемпературній області ймовірність наявності деяких інтерметалідів знижується, у цьому випадку спостерігається часткове заліковування пористості, утвореної в низькотемпературній області, а формування частково впорядкованого твердого розчину (B2) загалом сприяє процесам ущільнення.

Тенденція до зменшення ефекту “розбухання” зразків потрійного складу в умовах експерименту та максимальне ущільнення зразків подвійного складу Fe—21,5Ga вказують на вплив елемента Ga на процеси пороутворення, притаманні подвійній системі Fe—Al в широкому інтервалі температур. Цей вплив можливо обумовлений високою дифузійною рухливістю Ga та зміною швидкості та напрямку дифузійних потоків в системі. Але, як показали дослідження, наявність цього елемента, в загалом, не унеможливує розвиток процесів, що призводять до збільшення пористості матеріалу.

Дані РФА отриманих зразків вказують на те, що основною фазовою складовою є твердий розчин на основі ОЦК ґратки Fe (рис. 3), це узгоджується з літературними даними фазових рівноваг в потрійній системі Fe—Al—Ga [7]. У зразку подвійного складу Fe—17,5Al (склад 1), ймовірно, присутній в деякій кількості FeAl. Цей інтерметалід характеризується спектром, який за розташуванням збігається з основними лініями ОЦК ґратки α -Fe, але може бути ідентифікований за наявністю рефлексу середньої інтенсивності в районі кутів 38—38,5 град (рис. 3).

Крім того, на дифрактограмах зразків слабо проявляються рефлекси, що збігаються за розташуванням з рефлексами хімічних потрійних сполук металів з вуглецем типу Fe₃AlC, які характеризуються нестехіометричним і змінним складом [18, 19]. Поява в структурі матеріалів карбідів можлива через використання графітових тиглів як ємностей для спікання зразків. Інтенсивність рефлексів, що, ймовірно, належать до спектра потрійних карбідів заліза та алюмінію, зменшується із поступовим заміщенням алюмінію галієм в матеріалі, і вже в спектрі зразка Fe—21,5Ga (склад 7) рефлекси карбідів відсутні. У зв'язку з цим необхідно відмітити, що на поверхні зразків після спікання спостерігалася переривчаста тонка чорна плівка, протяжність якої була явно більшою на зразках, котрі мали у складі Ga в достатній кількості (склади 6 і 7). Плівка відносно легко відокремлюється від поверхні зразків, що дало можливість провести рентгенівський аналіз її складу. Аналіз показав, що плівка містить переважно вуглець (в межах чутливості методу інших елементів у складі плівки не виявлено). Аналогічний ефект формування плівки на поверхні зливків зафіксований нами під час отримання лігатури Fe—Ga сплавленням в графітових тиглях елементів Fe і Ga при 1300 °C в нейтральному середовищі Ar [11]. Відсутність ліній карбідів металів в спектрах зразків, що містять Ga в значній кількості, і накопичення вуглецю у вигляді плівки на їх поверхні вказують на можливий існуючий вплив Ga на карбідоутворюючі властивості заліза. Це питання потребує подальших досліджень.

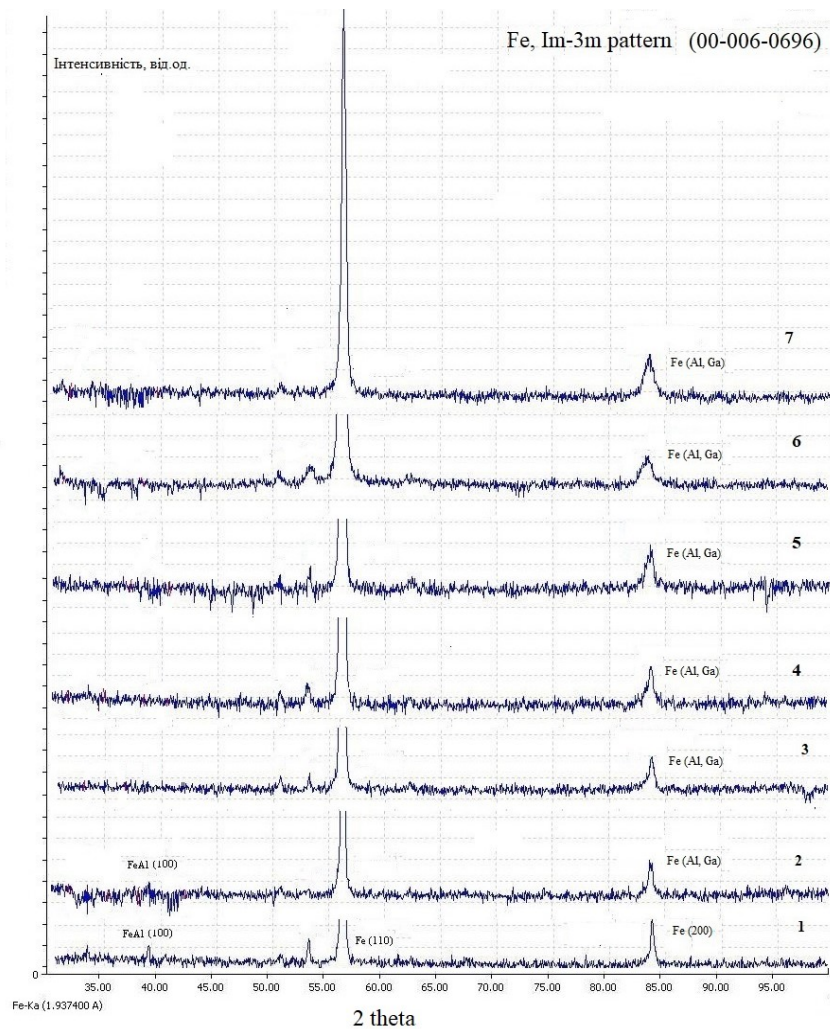


Рис. 3. Дифрактограми зразків залежно від їх складу (склади 1—7 див. у табл. 1).

Локальний мікрорентгеноспектральний аналіз структури зразків дає можливість для уточнення даних, отриманих методом РФА, щодо розподілу компонентів в структурі сплаву. Для встановлення характеру розподілу компонентів склад кожної з фаз визначали в 7—10 точках на різних ділянках шліфа. Коли варіювали концентрації компонентів у фазі, кількість точок збільшували для виявлення діапазону коливань.

На рис. 4 представлено найбільш типові ділянки мікроструктури деяких зразків з позначенням окремих місць проведення РСМА, а в табл. 2 наведено результати кількісного аналізу на цих ділянках.

У структурі зразка подвійного складу Fe—17,5Al основною складовою, що займає до 80—90% (об.) поверхні шліфа, є фаза на основі Fe (рис. 4, а, точка 1 у табл. 2). Цей зразок характеризується значною пористістю, тому визначення кількості та складу інших фаз ускладнене.

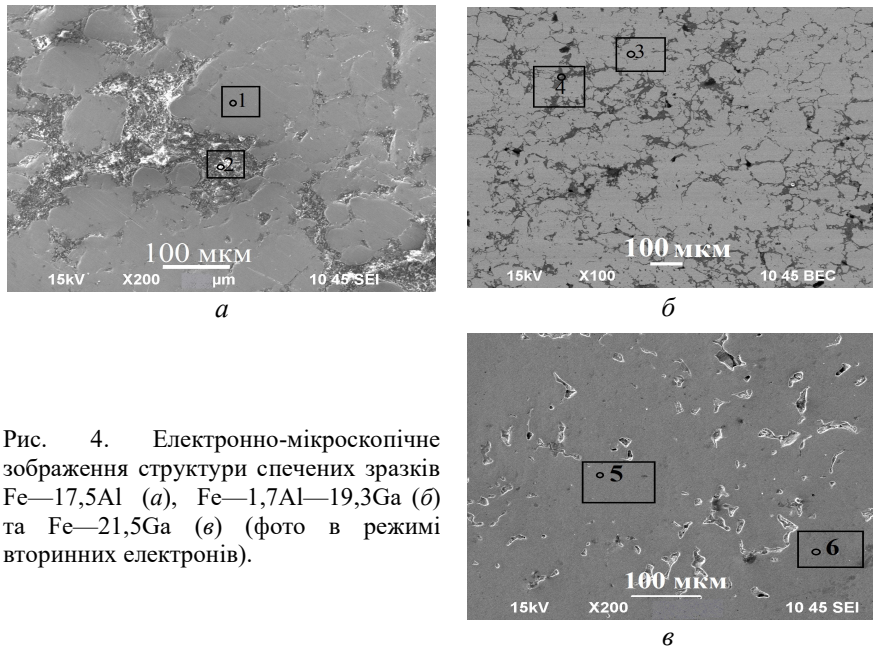


Рис. 4. Електронно-мікроскопічне зображення структури спечених зразків Fe—17,5Al (а), Fe—1,7Al—19,3Ga (б) та Fe—21,5Ga (в) (фото в режимі вторинних електронів).

Однак можна стверджувати, що фазовий склад місць, не зайнятих основною фазою, є доволі однорідним, і, крім основних металевих компонентів, включає С і О в значній кількості (рис. 4, а, точка 2 у табл. 2). Враховуючи дані РФА зразка, згідно з якими в спектрі матеріалу виявлено рефлекси карбідів заліза та алюмінію, можна стверджувати, що це карбіди, утворені під час спікання в результаті взаємодії металів Fe і Al з матеріалом тигля.

Локальний мікрорентгеноспектральний аналіз зразків проміжного складу між подвійними сплавами Fe—17,5Al та Fe—21,5Ga показав повну узгодженість з даними РФА. Згідно з цими даними, основною фазою в структурі цих матеріалів є твердий розчин на основі Fe, в якому розчинені Al та Ga у відповідних пропорціях. Крім того, фіксуються локально окремі виділення фаз, що містять разом з основними металами вуглець та кисень в значних кількостях (до 40—50% (ат.)). Однак необхідно відмітити, що в матеріалах потрійного складу з максимальною кількістю Ga (Fe—1,7Al—19,3Ga) та подвійного складу Fe—21,5Ga вуглець не виявляється (рис. 4, б, табл. 2).

Матеріал Fe—21,5Ga (склад 7) містить основну фазу на основі Fe доволі однорідного складу, решту площі шліфа займають пори (4—6% (об.)), кисень присутній в незначній кількості (рис. 4, в, табл. 2). Ці дані цілком узгоджуються з даними РФА зразків цього складу, які не містять рефлексів від інших сполук, крім ліній спектра ОЦК ґратки Fe (див. рис. 3).

Мікротвердість твердого розчину на основі α -Fe знижується з поступовим заміщенням атомів Al на атоми Ga в його складі (рис. 5). Мікротвердість зразка з чистого Fe є відчутно нижче діапазону змін цього параметра в зразках подвійного і потрійного складів порівняної пористості.

Т а б л и ц я 2. Елементний склад фаз у структурі зразків, визначений методом РСМА

Склад (% мас.), (номер точки)*	C		O		Fe		Al		Ga	
	% (мас.)	% (ат.)	% (мас.)	% (ат.)	% (мас.)	% (ат.)	% (мас.)	% (ат.)	% (мас.)	% (ат.)
Fe—17,5Al (1) (2)	— 32,95	— 57,29	1,51 16,82	4,40 21,95	83,56 45,26	69,79 16,92	14,93 4,97	25,81 3,84	— —	— —
Fe—1,7Al— 19,3Ga (3) (4)	— —	— —	0,95 0,92	3,32 3,20	76,35 76,35	76,48 76,02	1,56 1,70	3,23 3,52	21,14 21,50	16,96 17,26
Fe—21,5Ga (5) (6)	— —	— —	0,81 0,84	2,90 3,00	76,38 76,07	78,36 78,03	— —	— —	22,81 23,09	18,74 18,97

*Розташування "гочок" див. на рис. 4.

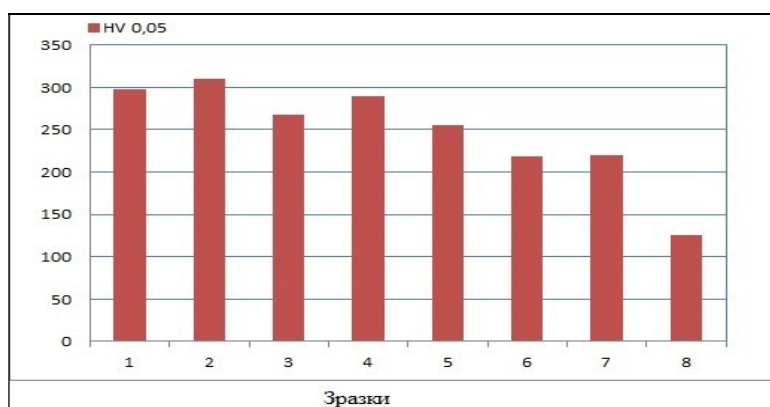


Рис. 5. Мікротвердість твердого розчину на основі α -Fe в структурі зразків залежно від їхнього складу (% мас.): 1 — Fe—17,5Al; 2 — Fe—15,7Al—2,1Ga; 3 — Fe—12,2Al—6,4Ga; 4 — Fe—8,7Al—10,7Ga; 5 — Fe—5,3Al—15Ga; 6 — Fe—1,75Al—19,3Ga; 7 — Fe—21,5Ga; 8 — Fe.

Цей ефект є очікуваним, оскільки розчинення багатьох металів в α -Fe супроводжується його зміцненням [16].

Визначення твердості зразків за Брінеллем через високу чутливість цієї характеристики до пористості зразків виявилися дещо зниженими порівняно з результатами, отриманими під час вимірювання мікротвердості за Вікерсом. Так, твердість за Брінеллем зразків подвійного та потрійного сплавів (склади 1—5), що мали пористість на рівні 16—19%, визначити коректно не вдалося через суттєву деформацію відбитка індентора. Для зразків з матеріалу Fe—1,75Al—19,3 Ga (склад 6) і для зразків з чистого Fe, що мають порівняні значення пористості (10—13%), цей показник варіюється в межах 83—93НВ, це дещо нижче значень, отриманих у ході вимірювання мікротвердості (рис. 5). Водночас з цим матеріал складу Fe—21,5Ga, що має мінімальну пористість після спікання (4—6%), характеризується твердістю на рівні 119—123НВ ці значення

добре узгоджуються з даними, отриманими в результаті вимірювання мікротвердості за Вікерсом.

Зразки складів 6 та 7, що мали найбільше ущільнення після спікання, піддавали механічним випробуванням на стискання разом із зразками з чистого Fe для порівняння (табл. 3). Як показали результати випробувань, для матеріалу потрійного складу Fe—1,75Al—19,3Ga границя міцності досягає значень, які перевищують рівень механічних властивостей, притаманних подвійним сплавам системи Fe—Ga, що використовуються як магнітострикційні матеріали [20]. Одночасно з цим спостерігається зниження границі пружності у порівнянні з матеріалами складу Fe—21,4Ga та чистого заліза. Вищий рівень пружності матеріалу подвійного складу Fe—21,4Ga порівняно зі зразками з чистого Fe обумовлений, на наш погляд, досягненням більшого ступеня ущільнення під час спікання (96 та 89% від теоретичної густини відповідно), але обидва матеріали характеризуються високою пластичністю і не руйнуються, досягаючи значної деформації під навантаженням.

Підвищення міцності матеріалу потрійного складу Fe—1,75Al—19,3Ga, як і збільшення його твердості порівняно з чистим залізом і сплавом подвійного складу з алюмінієм, вказує на адитивний ефект зміцнення твердого розчину на основі Fe з розчиненням в ньому одночасно елементів Al та Ga. Достатньо високі механічні характеристики, отримані під час випробувань, свідчать про наявний потенціал щодо подальшого суттєвого зміцнення цих матеріалів у разі їх додаткового ущільнення.

Отриманий рівень міцності потрійного сплаву Fe—1,75Al—19,3Ga є порівняним із міцністю монокристалів Fe—(20—25%)Ga, які позиціонуються в класі магнітострикційних матеріалів як матеріали підвищеної міцності [20]. Також необхідно відмітити, що досягнутий рівень механічних властивостей для потрійного сплаву Fe—1,75Al—19,3Ga відкриває новий перспективний напрямок його використання, зокрема як антифрикційні матеріали, оскільки при порівняній пористості (10—12%) рівень його міцності в 2—3 рази перевищує аналогічний показник,

Т а б л и ц я 3. Пористість та механічні характеристики спечених зразків залежно від їх складу

Склад матеріалу зразків, % (мас.)	Густина зразків, доля від теоретичної	Механічні характеристики під час випробувань на стискання		
		Границя плинності (умовна) $\sigma_{плин}$, МПа	Границя міцності $\sigma_{стик}$, МПа	Деформація при стисканні ϵ^* , %
Fe—1,75Al—19,3Ga (склад 6)	0,87	294 ± 10	680 ± 50	27
Fe—21,4Ga (склад 7)	0,95	379 ± 20	>2083	82
Fe	0,90	336 ± 10	>2760	75

*Розрахунок за формулою $\epsilon = (h \text{ (початкова)} - h \text{ (кінцева)})/h \text{ (початкова)} \cdot 100\%$, де h — відповідне значення висоти зразка.

притаманний антифрикційним матеріалам на основі Fe та Al, поступаючись тільки матеріалам даного класу на основі складно-легованих нержавіючих сталей [21].

Висновки

Досліджено структуру і властивості потрійних сплавів системи Fe—Al—Ga в області концентрацій, збагачених залізом (78—82% (мас.) Fe), отриманих спіканням при температурі 1150 °С в нейтральному середовищі Ag протягом 1 год.

Встановлено, що введення Ga в сплави Fe—Al приводить до зменшення ефекту “розбухання” зразків, який притаманний матеріалам подвійної системи Fe—Al.

Досліджено фазовий склад та структуру матеріалів і показано, що у всьому діапазоні змін складу матеріалу його структура відносно однорідна і складається з твердого розчину на основі Fe, в якому розчинені Al і Ga у відповідних пропорціях. Інтерметаліди та інші фази в суттєвих кількостях в структурі матеріалів не виявлені. Це узгоджується з результатами досліджень інших авторів, які визначили широкі області існування гомогенних твердих розчинів при температурах нижче 800 °С.

Механічні випробування зразків свідчать про збільшення твердості та рівня міцності на стискання матеріалу потрійного складу Fe—1,75Al—19,3Ga порівняно з матеріалами подвійного складу Fe—21,4Ga та чистого Fe. Це й вказує на адитивний ефект зміцнення твердого розчину на основі Fe з одночасним розчиненням в ньому Al та Ga.

Міцність матеріалу Fe—1,75Al—19,3Ga ($\sigma_{\text{стиск}} \approx 700$ МПа) порівняна з міцністю на стискання монокристалу подвійного складу Fe—25Ga, який позиціонується наразі як магніострикційний матеріал підвищеної міцності. Крім того, матеріал Fe—1,75Al—19,3G за механічними властивостями наближається до рівня міцності на стискання антифрикційних матеріалів на основі нержавіючих сталей порівняної пористості, що відкриває перспективи можливого використання цього матеріалу в цій області.

Список літератури

1. Stoloff N.S. Iron aluminides: present status and future prospects. *Mater. Sci. Eng. A*. 1998. Vol. 58. P. 1—14.
2. Palm M., Stein F. and Dehm G. Iron Aluminides. *Ann. Rev. Mater. Res.* 2019. Vol. 49. P. 297—326. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-125911>
3. Qiao R., Gou J., Yang T., Zhang Y., Liu F., Ma T. Enhanced damping capacity of ferromagnetic Fe—Ga alloys by introducing structural defects. *J. Mater. Sci. & Technology*. 2021. Vol. 84. P. 173—181. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.12.061>
4. Konrad J., Zaeferrer S., Schneider A., Raabe D., Frommeyer G. Hot deformation behavior of a Fe₃Al-binary alloy in the A2 and B2-order regimes. *Intermetallics*. 2005. Vol. 13, No. 12: Discuss. Meet. Dev. Innovative Iron Alum. Alloys. P. 1304—1312.
5. Liu C.T., George E.P., Maziasz P.J., Schneibel J.H. Recent advances in B2 iron aluminide alloys: formation, fracture and alloy design. *Mater. Sci. Eng. A*. 1998. Vol. 258, No. 1—2. P. 84—98.

6. Chengde Gao, Zihao Zeng, Shuping Peng, Cijun Shuai. Magnetostrictive alloys: Promising materials for biomedical applications. *Bioactive Mater.* 2022. Vol. 8. P. 177—195.
7. Zhou Y., Wang B., Li S., Huang W., and Cao S. Phase diagram of the iron-rich portion in the iron-gallium aluminum ternary system. *Int. J. Mater. Res.* 2008. Vol. 99 (3). P. 251—256. doi: 10.3139/146.101631
8. Restor J.B., Wun-Fogle M., Clark A.E., Lograsso T.A., Ross A.R., Schlagel D.L. Magnetostriction of ternary Fe—Ga—X alloys (X = Ni, Mo, Sn, Al). *J. Appl. Phys.* 2002. Vol. 91, No. 10. P. 8225—8227. doi: 10.1063/1.1452220
9. Golovin I.S., Palacheva V.V., Bazlov A.I., Cifre J., Pons J. Structure and anelasticity of Fe₃Ga and Fe₃(Ga, Al) type alloys. *J. Alloys Comp.* 2015. Vol. 644. P. 959—967. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.04.150>
10. Толочина О.В. Технологічні засади створення порошкових матеріалів на основі інтерметалічної системи Fe—Al: дис. ... канд. техн. наук / ПІМ НАНУ. Київ, 2021.
11. Гончарук Д.А., Гріпачевський О.М., Хоменко О.В., Молчановська Г.М., Максимова Г.О. Дослідження особливостей формування структури сплаву Fe—55% (мас.) Ga. *Наукові нотатки.* 2022. № 73. С. 171—177.
12. Okamoto H. The Fe—Ga (Iron-Gallium) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams.* 1990. Vol. 115. P. 76—581. <https://doi.org/10.1007/BF02841721>
13. Metallography, Microstructures, and Phase Diagrams. Aluminium and Aluminium Alloys. ASM Speciality Handbook / Ed. J.R. Davis, 1996.
14. Коваленко В.С. Металлографические реактивы: (Справ.). Москва: Металлургия, 1981. 120 с.
15. Murray J.L. Fe—Al binary phase diagram. *Alloy Phase Diagrams.* ASM Int., 1992. P. 54.
16. Basariya M. and Mukhopadhyay N. Structural and mechanical behaviour of Al—Fe intermetallics. EBOOK (PDF) ISBN978-1-83881-298-0, 2018. P. 226. doi: 10.5772/intechopen.68256.
17. Pocheć E. Fe—Al phase formation around SHS reactions under isothermal conditions. *J. Alloys Comp.* 2011. Vol. 509 (4). P. 1124—1128.
18. Connétable D. and Maugis P. First principle calculations of the k-Fe₃AlC perovskite and ironealuminium intermetallics. *Intermetallics.* 2008. Vol. 16 (3). P. 345—352.
19. Мехед А., Андрищенко В.А. Влияние нестехиометричности карбидной фазы системы Fe—Al—C на её электронную структуру и магнитные свойства. *Металофіз. і новітні технології.* 2014. Т. 36, № 1. С. 1443—1452.
20. Головин И.С., Палачева В.В., Мохамед А.К., Балагуров А.М. Структура и свойства Fe—Ga сплавов — перспективных материалов для электроники. *Физика металлов и металловедение.* 2020. Т. 121. С. 937—980. doi: 10.31857/S0015323020090053
21. Jamroziak K., Roik T. New antifriction composite materials based on tool steel grinding waste. *WIT Transactions on Engineering Sci.* 2019. Vol. 124. P. 151—159. doi: 10.2495/MC190151.