

## Особливості структуро- та фазоутворення в системі Fe—Ga—Al

Д. А. Гончарук<sup>1\*</sup>, О. І. Хоменко<sup>1</sup>, Г. М. Молчановська<sup>1</sup>,  
В. М. Новіченко<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України  
Україна, 03142, Київ, вул. Кржижановського, 3

\*E-mail: zoneipm@gmail.com

<sup>2</sup>Технічний центр НАН України  
Україна, 04070, Київ, вул. Покровська, 13

*Досліджено особливості формування структури зливка, отриманого сплавленням лігатурного сплаву Fe—Ga з порошком Al за температури 1000 °С в умовах нейтрального середовища (аргону). Встановлено, що кожна з трьох фаз, з яких складається матеріал, містить всі три основних компонента системи. Температурні інтервали, в яких зафіксовані термічні ефекти, близькі до температур фазових перетворень в системі Fe—Ga. Мікротвердість фаз, виявлених в мікроструктурі сплаву, становить  $8,05 \pm 0,25$ ;  $9,15 \pm 0,25$  та  $6,25 \pm 0,15$  ГПа, що суттєво вище у порівнянні з твердістю литих та деформованих подвійних сплавів в системі Fe—Ga і відповідає рівню твердості подвійних інтерметалідів  $Fe_2Al_5$ ,  $FeAl_2$  та  $FeAl_3$ .*

**Ключові слова:** Fe, Al, Ga, інтерметаліди, мікроструктура, фазоутворення, параметри кристалічної ґратки, мікротвердість.

### Вступ

Дослідження властивостей сполук з галієм представляють значний науковий та практичний інтерес, оскільки уточнюють характер взаємодії елементів та сприяють розробці матеріалів на їх основі з специфічними технічними характеристиками. Найбільша сфера використання галію — у складі напівпровідникових матеріалів, у своїй металевій формі він додається до припоїв та низькотемпературних сплавів [1], але потенціал його застосування значно більший, враховуючі унікальні властивості цього компонента [2].

Так, розробка на початку 2000 років у США феромагнітних сплавів на основі подвійної системи Fe—Ga з рекордно високою магнітострикцією насичення дала новий поштовх у напрямку вивчення фазових перетворень в цій подвійній системі та умов отримання матеріалів з вдалим поєднанням функціональних та механічних властивостей [3].

Одним з напрямків розробки перспективних сплавів є легування їх елементами, що формують стабільну структуру з поліпшеними функціональними характеристиками. Відомо окремі дослідження щодо стабілізації твердих розчинів на основі заліза в умовах часткового заміщення атомів галію та алюмінію і відзначено позитивний вплив такого заміщення на властивості матеріалів [4—6].

В літературі практично відсутні відомості щодо фазоутворення в потрійній системі Fe—Al—Ga в широкому інтервалі концентрацій та

температур, не визначеними є рентгенівські спектри та параметри ґратки кристалічних структур, що формуються в цих умовах.

Суттєвою причиною, що гальмує технологічні розробки в цій області, є певні технологічні труднощі в процесі безпосереднього сплавлення вихідних компонентів. Ці складності зумовлено насамперед значною різницею в температурах плавлення, які для заліза, алюмінію та галію становлять близько 1538, 660 та 29 °С відповідно. Це спонукає до пошуку інших шляхів отримання цих сплавів та вивчення впливу технологічних факторів на сплавоутворення в цій системі. Одним із технологічних прийомів, що прискорює процеси фазоутворення, є використання диспергованих компонентів у поєднанні з лігатурою.

Метою роботи є дослідження особливостей формування структури в системі Fe—Ga—Al в процесі сплавлення лігатурного сплаву Fe—Ga еквіатомного складу з порошковим алюмінієм у масовому співвідношенні компонентів 1 : 1 за температури 1000 °С в умовах нейтрального середовища (аргону).

### Методика експерименту

Як вихідні в роботі були використані наступні матеріали: алюміній порошковий марки ПА-4, залізо розпилене марки ПЖРВ 2.200.26 та галій марки Гл-1.

Лігатурний сплав складу Fe—50% (ат.) Ga отримували спіканням суміші у відповідній пропорції вихідних елементів за температури 1200 °С у нейтральному середовищі по методиці, представленої в роботі [7]. Контрольне зважування зливка лігатурного сплаву Fe—Ga, ретельно зачищеного від плівки механічною обробкою та ультразвуком в середовищі етилового спирту, показало відсутність втрати маси (в межах похибки аналітичних ваг) в процесі термообробки зразків. При цьому зміни кількості загального кисню та вуглецю у сплаві по відношенню до їх вмісту у вихідних компонентах, визначені абсорбційним газооб'ємним методом, коливалися в межах похибки аналізу ( $0,03 \pm 0,001\%$  (мас.) та  $0,05 \pm 0,01\%$  (мас.) відповідно).

Рентгенофазовий аналіз зразків лігатури виявив основні характерні піки, притаманні інтерметалідам  $Fe_6Ga_5$  та  $Fe_3Ga_4$ , існування яких передбачається рівноважною діаграмою в навколо області еквіатомного складу [8]. Отриманий зливочок сплаву очищували та механічно подрібнювали в порошок, з якого висівали фракції менше 100 мкм.

Для виготовлення трикомпонентного сплаву використовували алюміній в стані поставки, з якого висіванням відібрано фракції менше 100 мкм. Змішування алюмінію з лігатурою у масовому співвідношенні компонентів 1 : 1 виконували механічним способом. З отриманої суміші пресували циліндричні брикети діаметром і висотою 20 мм під зусиллям 450 МПа. Брикети розміщували в тигель з графіту (марка МПГ-7), який загрузали в індукційну піч. Атмосферу робочої зони печі циклічно розріджували до рівня залишкового тиску  $10^{-3}$  МПа з подальшим напуском аргону (чистота 99,993% (мас.) Ar). На момент початку нагріву тиск аргону в камері печі становив 0,2 МПа. В даних умовах тигель нагрівали до температури 1000 °С з середньою швидкістю 50 град /хв і потім витримували за цієї температури протягом 1 год. Охолодження здійснювали разом із піччю.

Загальний хімічний склад зразків визначали методом рентгенофлюоресцентного аналізу (РФЛА) на установці Shimadzu EDX-720/900НС. Структуру отриманого сплаву досліджували методами оптичної та електронної мікроскопії на стандартно виготовлених шліфах. Травлення поверхні шліфів здійснювали реактивом складу:  $\text{FeCl}_3$  — 25 г,  $\text{HCl}$  (концентрована) — 50 мл,  $\text{H}_2\text{O}$  — 120 мл.

Фазовий склад матеріалу вивчали за допомогою рентгенофазового аналізу (РФА) на установці ДРОН-3М в випромінюванні  $\text{CoK}_\alpha$  та методом рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) на скануючому електронному мікроскопі моделі JSM-6510А (фірма “JEOL”). Диференційний термічний аналіз сплаву проводили на установці ВДТА-8М з нагрівом сплаву в нейтральному середовищі гелію під тиском 0,5 Па до температур, вищих за температуру основного експерименту більше ніж на 100 град.

Заміри мікротвердості виконували на мікротвердомірі ПМТ-3 з навантаженням 0,9 Н.

### Результати та їх обговорення

Зразки, отримані в результаті сплавлення алюмінію з лігатурою  $\text{Fe—Ga}$ , складаються з двох різних за морфологією і складом частин. Основна маса матеріалу має ознаки повної перекристалізації через рідку фазу і за результатами РФЛА має склад 50% (ат.)  $\text{Ga—35\% (ат.) Fe—Al}$ . Зливков легко руйнується крихким зломом і в перерізі виявляється відносно щільна і рівномірна структура (рис. 1, *a*). Друга частина зразка зберегла вигляд порошкового конгломерату, утвореного частинками змінного складу (рис. 1, *б*).

Частинки являють собою суміш металооксидних комплексів, в яких, крім кисню (2—55% (ат.)), містяться всі три основних компонента системи:  $\text{Fe}$  (3—58% (ат.)),  $\text{Al}$  (28—65% (ат.)) і  $\text{Ga}$  (2—42% (ат.)). Водночас з цим в основній закристалізованій частині зразків кисень не виявлений. Це вказує на те, що дослідні умови, за яких відбулося сплавлення алюмінію з лігатурою, забезпечили додаткове рафінування компонентів, зокрема, від кисню шляхом зв'язування його з надлишковою кількістю активних до кисню реагентів.

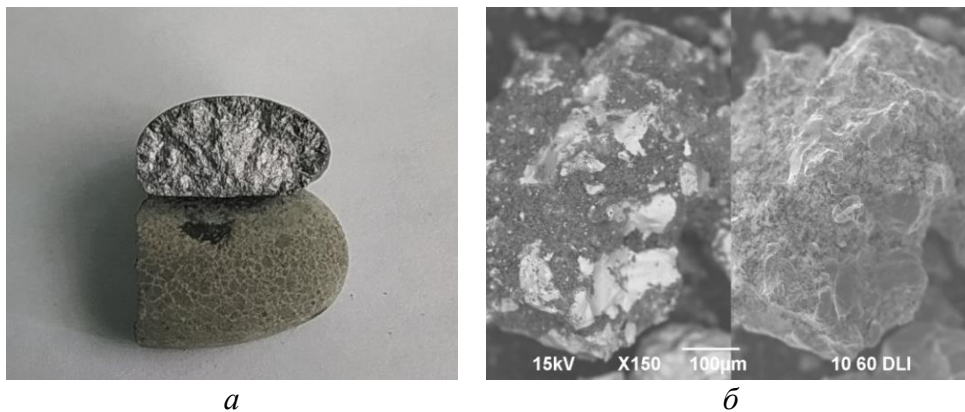


Рис. 1. Зовнішній вигляд зливка (*a*) та частинок порошкового конгломерату (*б*), що сформувались в процесі сплавлення компонентів: *a* — макрозйомка; *б* — РЕМ, ліворуч — в режимі обернених електронів, праворуч — в режимі вторинних електронів.

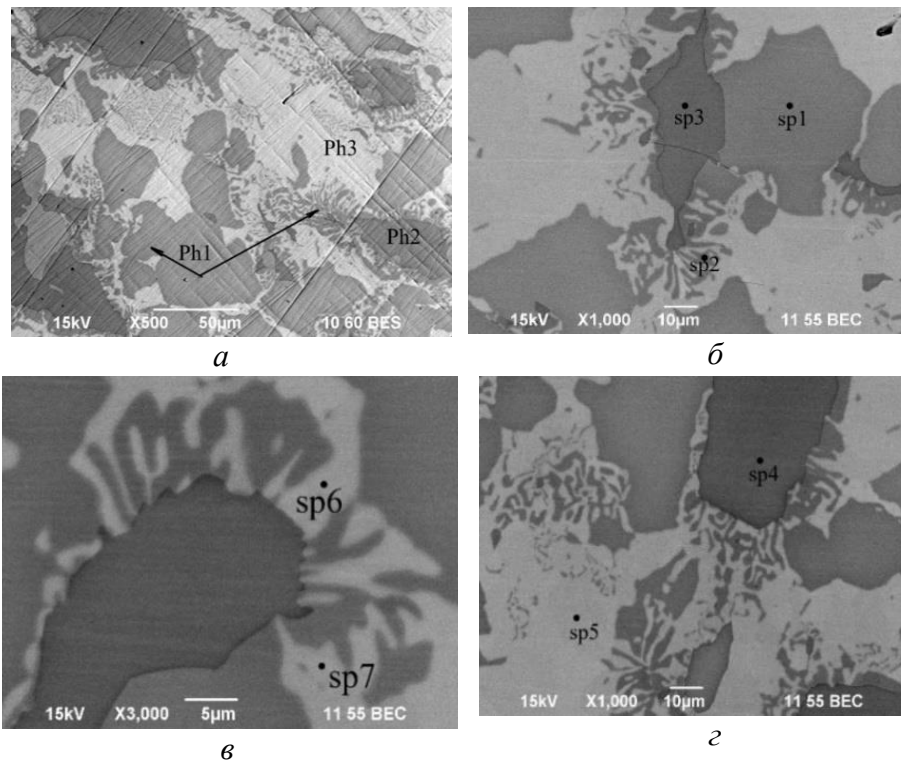


Рис. 2. Мікроструктура зливка (а) та окремі ділянки шліфа з позначками місць проведення кількісного елементного аналізу (б—д): РЭМ, режим зворотно обернених електронів; дані РСМА в точках представлено в табл. 1.

Структура зливка складається з трьох основних фаз, які добре розрізняються завдяки наявності топологічного та фазового контрасту в режимі зворотно обернених електронів (рис. 2). Слід відмітити морфологічну різноманітність фази Ph1, яка, на відміну від двох інших фаз, представлена водночас як крупними зернами полікристалів, так і дендритними колоніями.

В структурі матеріалу переважають фази Ph1 і Ph3 — їх об'ємні долі приблизно однакові і складають  $44 \pm 5\%$  (об.), решту займає фаза Ph2. Необхідно відмітити достатньо однорідний склад кожної з фаз, що є характерною ознакою інтерметалідів з вузькою областю гомогенності.

Дослідження розподілу елементів в мікроструктурі зливка показали, що в кожній з трьох основних фаз містяться всі три компонента системи (табл. 2). Виходячи зі співвідношення атомів тугоплавкого і легкоплавких елементів в виявлених фазах, можна зробити висновок, що кристали фази Ph1 з максимальною кількістю заліза є первинними, які першими випадають із розплаву під час охолодження зливка, а повна кристалізація сплаву завершується після затвердіння фази Ph3, як максимально насиченої легкоплавким елементом Ga. На дифрактограмі зливка не виявлено піків, притаманних алюмінію, що підтверджує відсутність значимої кількості вихідних компонентів після їх сплавлення.

Порівняння дифрактограм лігатури та потрійного сплаву показали, що вони суттєво відрізняються (рис. 3).

**Т а б л и ц я 1. Результати рентгеноспектрального мікροаналізу (РСМА) мікроструктури зливка**

Точки визначення елементного складу (рис. 2, б)	Елементний склад, % (ат.)			Належність до фази
	Fe	Ga	Al	
sp1	39,38	29,34	31,28	Ph1
sp2	39,63	29,59	30,78	
sp3	34,03	28,49	37,48	Ph2
sp4	34,39	27,34	38,27	
sp5	24,54	49,69	25,76	Ph3
sp6	24,39	50,20	25,42	
sp7	24,04	50,54	25,41	

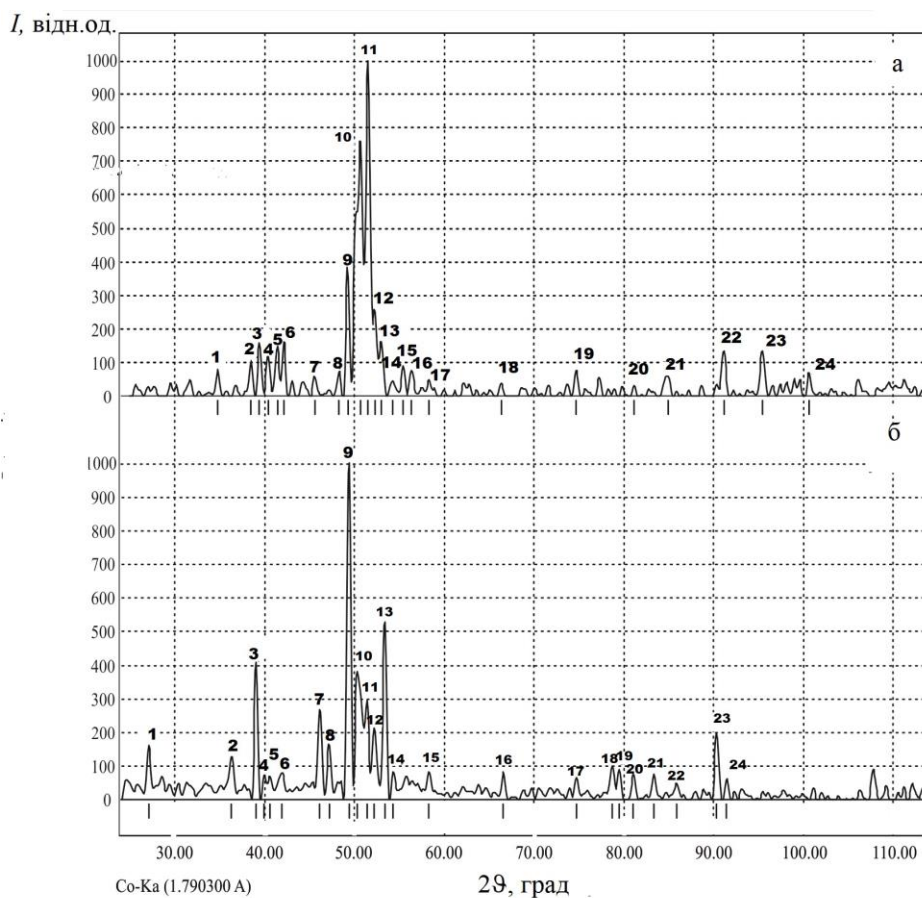


Рис. 3. Дифрактограми лігатурного сплаву (а) та зливка (б).

У табл. 2 наведено розраховані за формулою Вульфа—Брега міжплщинні відстані  $d_{\text{експ}}$  для кожного з виявлених піків на дифрактограмах лігатури та зливка. Нажаль, відсутність в літературі відомостей щодо типів кристалічної ґратки фаз в потрібній системі Ga—Fe—Al не дає можливості на даному етапі досліджень провести індексування  $d_{\text{експ}}$  дослідного матеріалу.



На кривих диференційного термічного аналізу зафіксовано не менше 4-х екзотермічних піків в ході нагріву і відповідно їм екзотермічні піки з охолодженням зразка (рис. 4).

За відсутністю в літературі даних щодо виду діаграми системи Fe—Ga—Al припущення щодо тих чи інших типів фазових перетворень в дослідних умовах можливо зробити, виходячи з їх наявності у відповідних подвійних системах, які утворюють концентраційний трикутник потрійної системи.

Аналізуючи діаграму системи Fe—Ga, необхідно відмітити існування твердого розчину ( $\alpha$ -Fe) та ряду інтерметалідів, що характеризуються вузькими областями існування. На концентраційному трикутнику дослідний

**Т а б л и ц я 2. Результати обробки дифрактограм лігатурного сплаву та зливка**

Лігатурний сплав 50% (ат.) Fe—Ga					Зливка 50% (ат.) Ga—35% (ат.) Fe—Al			
Номер піка (рис. 3, а)	$2\theta$ , град	$I$ , відн. од.	$d_{\text{експ}}$ , нм	Фаза	Номер піка (рис. 3, б)	$2\theta$ , град	$I$ , відн. од.	$d_{\text{експ}}$ , нм
1	34,86	77,2	0,29880		1	27,07	166,2	0,38250
2	38,58	105,5	0,27099	Fe <sub>3</sub> Ga <sub>4</sub>	2	36,32	131,8	0,28720
3	39,51	156,4	0,26485	Fe <sub>6</sub> Ga <sub>5</sub>	3	39,05	407,7	0,26786
4	40,46	116,7	0,25889	Fe <sub>3</sub> Ga <sub>4</sub>	4	39,93	72,9	0,26286
5	41,48	145,4	0,25275	Fe <sub>3</sub> Ga <sub>4</sub>	5	40,58	73,8	0,25813
6	42,24	158,3	0,24844		6	41,92	84,7	0,25024
7	45,65	56,4	0,23078		7	46,15	272,5	0,22841
8	48,39	76,8	0,21841	Fe <sub>6</sub> Ga <sub>5</sub>	8	47,17	170,0	0,22371
9	49,32	372,4	0,21455	Fe <sub>3</sub> Ga <sub>4</sub>	9	49,37	1000	0,21433
10	50,75	766,9	0,20888	Fe <sub>3</sub> Ga <sub>4</sub>	10	50,34	403,3	0,21048
11	51,58	1000	0,20573	Fe <sub>3</sub> Ga <sub>4</sub> , Fe <sub>6</sub> Ga <sub>5</sub>	11	51,36	302,4	0,20656
12	52,33	261,1	0,20300	Fe <sub>3</sub> Ga <sub>4</sub>	12	52,21	219,7	0,20343
13	53,05	163,3	2,0045		13	53,38	531,4	0,19928
14	54,31	46,1	1,9221	Fe <sub>6</sub> Ga <sub>5</sub>	14	54,30	82,5	0,19618
15	55,51	86,7	1,9021	Fe <sub>3</sub> Ga <sub>4</sub>	15	58,29	84,0	0,18380
16	56,43	77,4	1,8957		16	66,59	84,9	0,16307
17	58,37	48,6	1,8357		17	74,72	67,7	0,14752
18	66,39	39,8	1,7317		18	78,70	102,2	0,14117
19	74,75	75,7	1,4746	Fe <sub>6</sub> Ga <sub>5</sub>	19	79,48	90,9	0,14002
20	81,21	31,5	1,3753		20	81,07	79,5	0,13773
21	84,95	64,0	1,3256		21	83,34	79,7	0,13464
22	91,16	135,2	1,2533	Fe <sub>3</sub> Ga <sub>4</sub> , Fe <sub>6</sub> Ga <sub>5</sub>	22	85,86	50,9	0,13142
23	95,46	135,3	1,2097	Fe <sub>3</sub> Ga <sub>4</sub> , Fe <sub>6</sub> Ga <sub>5</sub>	23	90,32	203,8	0,12624
24	100,65	69,6	1,1631	Fe <sub>3</sub> Ga <sub>4</sub>	24	91,46	66,0	0,12502

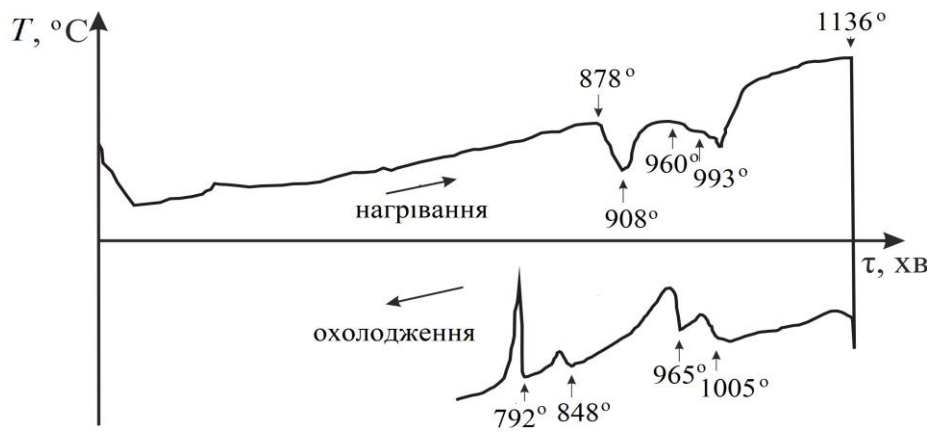


Рис. 4. Диференційна термічна крива нагріву та охолодження зливка.

сплав знаходиться напроти області подвійної діаграми системи Fe—Ga з концентрацією 44—50% (ат.) Ga. З огляду на це, ймовірність проходження фазових перетворень, подібних тим, що мають місце в цій області, достатньо висока. В області концентрацій 45—50% (ат.) Ga мають місце в основному реакції взаємодії між інтерметалідами — поліморфна трансформація  $\alpha \leftrightarrow \beta$  Fe<sub>6</sub>Ga<sub>5</sub> за температури 778 °С, реакція перитектоїдного типу за температури 800 °С та перитектика при 908 °С [8]. За температури вище 1037 °С існує тільки гомогенна рідка фаза.

Проводячи аналогії з фазовими перетвореннями у подвійній системі Fe—Ga, можна пояснити фазові переходи в дослідному сплаві взаємодією потрібних інтерметалідів в інтервалах температур 790—800 °С (трансформація  $\alpha \leftrightarrow \beta$ ), 848—878 °С (перитектоїдна реакція) та при 908 °С (перитектична реакція). Ефекти, зафіксовані при 960 і 1000 °С, ймовірно, зумовлені переходом системи через лінії солідуса і ліквідуса. Відсутність змін профілю диференційних кривих в діапазоні температур вище 1000 °С свідчить про фазовий перехід системи до гомогенного рідкого стану.

Заміри мікротвердості фаз в структурі зливка показали, що усереднені значення цієї характеристики становлять  $8,05 \pm 0,25$ ;  $9,15 \pm 0,25$  та  $6,25 \pm 0,15$  ГПа для фаз Ph1 Ph2 і Ph3 відповідно. Мікротвердість виявлених фаз є суттєво вищою у порівнянні з твердістю литих подвійних сплавів в системі Fe—Ga (твердість на рівні 5,4 МПа досягається тільки після багаточислової термомеханічної обробки, [9]) і за цією характеристикою фази більш наближаються до рівня твердості інтерметалідів Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> (8—9,8 ГПа, [10]), FeAl<sub>2</sub> (9—11 ГПа, [10]) та FeAl<sub>3</sub> (7—8 МПа, [11]).

### Висновки

Отримано зливки потрібного сплаву складу 50% (ат.) Ga—35% (ат.) Fe—Al сплавленням попередньо виготовленої лігатури Fe—50% (ат.) Ga з порошковим алюмінієм за температури 1000 °С в нейтральному середовищі аргону. Дослідження структури зразків показали, що в сплаві присутні 3 основні фази, кожна з яких містить всі три компоненти системи в різних пропорціях.

Розраховано міжплощинні відстані  $d_{\text{експ}}$ , що відповідають рефлексам, виявленим на дифрактограмі потрібного сплаву. Відсутність в літературі

відомостей щодо кристалічних структур потрійних сплавів в системі Fe—Ga—Al робить неможливим на даному етапі досліджень індексування  $d(hkl)$  на підставі даних рентгенівської дифракції.

Проводячи аналогії з фазовими перетвореннями у подвійній системі Fe—Ga, можна зробити припущення щодо подібності характеру фазових переходів в дослідному сплаві та в системі Fe—(45—50% (ат.)) Ga за температур до 1000 °C.

Мікротвердість трьох основних фаз, що складають структуру сплаву, є суттєво вищою у порівнянні з твердістю литих та деформованих подвійних сплавів в системі Fe—Ga і відповідає рівню твердості подвійних інтерметалідів Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, FeAl<sub>2</sub> та FeAl<sub>3</sub>.

### Список літератури

1. Greber J.F. Gallium and Gallium Compounds. Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry, 2012 "Wiley-VCH, Weinheim, [doi:10.1002/14356007.a12\\_163](https://doi.org/10.1002/14356007.a12_163)
2. Яценко С.П., Пасечник Л.А., Скачков В.М., Рубинштейн Г.М. Галлий: Технологии получения и применение жидких сплавов: Монография. Москва, 2020. 344 с.
3. Головин И.С., Палачев В.В., Мохамед А.К., Балагуров А.М. Структура и свойства Fe—Ga-сплавов — перспективных материалов для электроники. *Физика металлов и металлургия*. 2020. Т. 121, № 9. С. 937—980. [doi: 10.31857/S0015323020090053](https://doi.org/10.31857/S0015323020090053)
4. Liu Y., Li J., Gao X. Effect of Al substitution for Ga on the mechanical properties of directional solidified Fe—Ga alloys. *J. Magnetism Magnetic Mater.* 2017. Vol. 423. P. 245—249. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2016.09.072>
5. Golovin I.S., Cifre J. Structural mechanisms of anelasticity in Fe—Ga-based alloys. *Alloys Comp.* 2014. Vol. 584. P. 322—326. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.09.077>
6. Guruswamy S., Mungsantisuk P., Corson R., and Srisukhumbowornchai N. Rare-Earth free Fe—Ga based magnetostrictive alloys for actuator and sensors. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2004. Vol. 57, No. 4. P. 315—323. [doi:10.1002/chin.200606233](https://doi.org/10.1002/chin.200606233)
7. 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. Вип. 73. С. 171—177.
8. Okamoto H. The Fe—Ga (Iron-Gallium) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*. 1990. Vol. 115. P. 76—581. [doi:10.1007/BF02841721](https://doi.org/10.1007/BF02841721)
9. Guolin Xia, Wei Zhang, Zhichao Ma, Hairui Du, Weizhi Li, Shengteng Zhao, Yubin Zheng, Hongwei Zhao, Luquan Ren. The thermal cycling method induces structural defects to enhance the mechanical properties of FeGa alloys. *Mater. Sci. Engineering: A*. 2022. Vol. 833 (26), article 142579. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142579>
10. Matysik P., Józwiak S. and Czujko T. Characterization of low-symmetry structures from phase equilibrium of Fe—Al system. *Microstructures and Mechanical Properties. Materials*. 2015. Vol. 8. P. 914—931. [doi:10.3390/ma8030914](https://doi.org/10.3390/ma8030914)
11. Basariya M. and Mukhopadhyay N. Structural and Mechanical Behaviour of Al—Fe Intermetallics. EBOOK (PDF) ISBN 978-1-83881-298-0, 2018, 226 p. [doi:10.5772/intechopen.68256](https://doi.org/10.5772/intechopen.68256)

### References

1. Greber, J. F. (2012). Gallium and Gallium Compounds. Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry, "Wiley-VCH, Weinheim. [doi:10.1002/14356007.a12\\_163](https://doi.org/10.1002/14356007.a12_163)
2. Yatsenko, S. P., Pasechnik, L. A., Skachkov, V. M., Rubinstein, G. M. (2020). Gallium: Technologies for the production and application of liquid alloys: Monograph, Moscow, 344 p. [in Russian].
3. Golovin, I. S., Golovin, I. S., Palachev, V. V., Mohamed, A. K., Balagurov, A. M. (2020). Structure and properties of Fe—Ga alloys — promising materials for electronics. *Phys. Metals Metallurgy*, Vol. 121, No. 9, pp. 937—980. [doi: 10.31857/S0015323020090053](https://doi.org/10.31857/S0015323020090053) [in Russian].



4. Liu, Y., Li, J., Gao, X. (2017). Effect of Al substitution for Ga on the mechanical properties of directional solidified Fe—Ga alloys. *J. Magnetism Magnetic Mater.*, Vol. 423, pp. 245—249. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2016.09.072>
5. Golovin, I. S., Cifre, J. (2014). Structural mechanisms of anelasticity in Fe—Ga-based alloys. *Alloys Comp.*, Vol. 584, pp. 322—326. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.09.077>.
6. Guruswamy, S., Mungsantisuk, P., Corson, R., and Srisukhumbowornchai, N. (2004). Rare-Earth free Fe—Ga based magnetostrictive alloys for actuator and sensors. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 57, No. 4, pp. 315—323. [doi:10.1002/chin.200606233](https://doi.org/10.1002/chin.200606233)
7. Honcharuk, D. A., Gripachevskyi, O. M., Khomenko, O. V., Molchanovska, H. M., Maksimova, G. O. (2022). Study of the peculiarities of the formation of the Fe alloy structure — 55% (mass.) Ga. *Sci. Notes*, No. 73, pp. 171—177 [in Ukrainian].
8. Okamoto, H. (1990). The Fe—Ga (Iron-Gallium) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, Vol. 115, pp. 76—581. [doi.org/10.1007/BF02841721](https://doi.org/10.1007/BF02841721).
9. Guolin, Xia, Wei, Zhang, Zhichao, Ma, Hairui, Du, Weizhi, Li, Shengteng, Zhao, Yubin, Zheng, Hongwei, Zhao, Luquan, Ren. (2022). The thermal cycling method induces structural defects to enhance the mechanical properties of FeGa alloys. *Mater. Sci. Engineering: A*, Vol. 833, 26 January article 142579. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142579>
10. Matysik, P., Jóźwiak, S. and Czujko, T. (2015). Characterization of low-symmetry structures from phase equilibrium of Fe—Al system. *Microstructures and Mechanical Properties. Materials*, Vol. 8, pp. 914—931. [doi:10.3390/ma8030914](https://doi.org/10.3390/ma8030914)
11. Basariya, M. and Mukhopadhyay, N. (2018). *Structural and Mechanical Behaviour of Al—Fe Intermetallics*. EBOOK (PDF) ISBN978-1-83881-298-0, P. 226. [doi:10.5772/intechopen.68256](https://doi.org/10.5772/intechopen.68256)

### **Features of the structure of phase formation in the Fe—Ga—Al system**

D. A. Goncharuk<sup>1\*</sup>, O. I. Khomenko<sup>1</sup>, G. M. Molchanovska<sup>1</sup>,  
V. M. Novichenko<sup>2</sup>

I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NAS of Ukraine, Kyiv

\*E-mail: zoneipm@gmail.com

<sup>2</sup>Technical Center of of NASU, Kyiv

*Aluminium alloying of alloys on Fe—Ga based materials currently is the most promising direction in the field of development of actual ferromagnetic materials with steadily increased operational characteristics. Ingots of a ternary alloy with a composition of 50% (at.)—Ga—35% (at.) Fe—Al were obtained by fusing the pre-made ligature Fe—50% (at.) Ga with aluminium powder in mass ratio 1 : 1, at temperature 1000 °C in a neutral environment (argon). The conditions under which the alloying of aluminium with the ligature took place provided additional refinement of the components, in particular from oxygen, by binding it with an excess amount of reagents reactive to oxygen. The peculiarities of the formation of the structure were studied and it was established that each of the 3 phases that make up the material contains all three main components of the system. The interplanar distances,  $d_{exp}$  for each of the detected peaks on the diffractogram of the alloy were calculated according to the Wolff-Bragg formula. It was found that the temperature intervals in which thermal effects are recorded are close to the temperatures of phase transformations in the Fe—Ga system. Drawing analogies with phase transformations in the Fe—Ga binary system, an assumption was made regarding the similarity of the nature of phase transitions at temperatures up to 1000 °C in the experimental alloy and in the Fe-Ga binary system in the concentration range of 45—50% (at.) gallium. The microhardness of the phases found in the microstructure of the alloy is  $8,05 \pm 0,25$ ;  $9,15 \pm 0,25$  and  $6,25 \pm 0,15$  GPa, which is significantly higher than the hardness of all intermetallics, that exist in the Fe—Ga system and corresponds to the hardness level of iron aluminides enriched with aluminium, such as  $Fe_2Al_5$ ,  $FeAl_2$  and  $FeAl_3$ .*

**Keywords:** Fe, Al, Ga, intermetallics, microstructure, phase formation, crystal lattice parameters, microhardness.