

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ TiCrFeNiGa

М. В. МАРИЧ¹, Г. А. БАГЛЮК¹, Д. А. ГОНЧАРУК¹,
Т. О. СОЛОВІЙОВА², О. А. ГОЛУБЕНКО¹

¹ Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ;

² Національний технічний університет України
"Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського"

Із механічної суміші порошків Ti, Ni, Cr та ферогалію методом електродугового плавлення отримано високоентропійний сплав системи Ti–Cr–Fe–Ni–Ga з близьким до еквіатомного співвідношенням компонентів. За результатами рентгенофазового аналізу отриманого сплаву встановлено, що він складається з двох твердих розчинів заміщення. Перший формується на основі хрому та заліза ($\beta 1$ -ОЦК1), другий – на основі заліза та всіх інших елементів ($\beta 2$ -ОЦК2). Масовий вміст $\beta 1$ -фази є ~ 40%, а $\beta 2$ -фази ~ 60%. Твердість сплаву за Роквеллом становить ~ 44 HRC. Основні фізико-механічні властивості матеріалів визначено методом автоматичного інструментального мікроіндентування. Показано, що твердість HM (і, відповідно, розрахована зі співвідношення Тейбора границя плинності σ_s) та модуль Юнга досить високі ($HM = 9,71$ GPa, $E = 254,7$ GPa, $\sigma_s = 3,24$ GPa), однак сплав має низьку пластичність.

Ключові слова: високоентропійний сплав, порошкова металургія, електродугове плавлення, фазовий склад, твердий розчин, мікроструктура, твердість, міцність, модуль Юнга.

A high-entropy Ti–Cr–Fe–Ni–Ga alloy with a near to equiatomic ratio of components was obtained from a mechanical mixture of Ti, Ni, Cr and ferrogallium powders by the electric arc melting method. According to the results of the X-ray phase analysis of the obtained alloy, it was established that it consists of two solid substitution solutions. The first is formed on the basis of chromium and iron ($\beta 1$ -BCC1), the second – on the basis of iron and all other elements ($\beta 2$ -BCC2). The mass content of the $\beta 1$ phase is within ~ 40%, and of the $\beta 2$ phase – ~ 60%. The Rockwell hardness of the alloy is ~ 44 HRC. The main physicomachanical properties of materials were determined by the method of automatic instrumental microindentation. It is shown that the characteristics of the hardness HM (and, accordingly, the value of yield strength σ_s calculated from Teibor's relation) and Young's modulus are at a fairly high level ($HM = 9.71$ GPa, $E = 254.7$ GPa, $\sigma_s = 3.24$ GPa), however, the alloy is characterized by a low level of plasticity.

Keywords: high-entropy alloy, powder metallurgy, electric arc melting, phase composition, solid solution, microstructure, hardness, strength, Young's modulus.

Вступ. Одним з перспективних напрямків розвитку сучасного матеріалознавства, яке бурхливо розвивається останні роки, є розроблення високоентропійних сплавів (ВЕС) [1–7]. Вважають, що висока ентропія змішування обумовлює мінімізацію вільної енергії Гіббса, що призводить до утворення твердих розчинів з ОЦК, ГЦК або ГЦК + ОЦК структурою [8–10]. Сплави з такими структурами відрізняються високою твердістю і міцністю, підвищеною термічною стабільністю, високою зносотривкістю і стійкістю до окиснення, тому привертають увагу все більшої кількості дослідників.

Водночас у доступних літературних джерелах практично відсутня інформація щодо можливості використання як складника високоентропійних сплавів галію (Ga) – елемента, який, незважаючи на свою легкоплавкість та невисоку твердість, може утворювати з металами досить тверді та міцні розчини заміщення та сполуки [11], створюючи ефект синергії.

Також в останні роки галій все більше зацікавлює матеріалознавців як легувальний елемент для отримання цілої низки функціональних матеріалів. Так, зокрема, сплави Fe–Ga опинилися в центрі уваги через їх гігантську магнетострикцію в магнетних полях низького насичення та високі механічні характеристики, за винятком, можливо, низької пластичності [12]. Особливу увагу приділяють непружним властивостям цих сплавів [13].

У праці [14] на основі результатів дослідження мартенситних перетворень та магнетних властивостей сплавів Гейслера (системи Ni–Fe–Ga) відзначають, що сформована в них мартенситна структура має низьку напругу двійникування та високі магнетокристалічні анізотропні властивості. Вважають доцільним застосування таких сплавів як ефективних матеріалів із пам'яттю форми.

Звідси робимо висновок, що галій є досить цікавим хімічним елементом, введення якого до складу ВЕС може призвести до отримання ним специфічних властивостей. Мета роботи – дослідити структуру, фазовий склад та основні механічні властивості високоентропійного еквіатомного сплаву системи Ti–Cr–Fe–Ni–Ga.

Матеріали та методи дослідження. Як вихідні матеріали використали порошки Ti, Ni, Cr, Fe та компактний Ga. Їх основні технічні та кристалографічні характеристики наведені в табл. 1 [15].

Таблиця 1. Основні технічні та кристалографічні характеристики вихідних матеріалів

Елемент	Марка матеріалу	Атомний радіус, Å	Тип кристалічної ґратки	Параметри ґратки, nm	Примітка
Ti	ПТХ-6-1	1,49	ГЦУ	$a = 0,3023$; $c = 0,4681$	ТУ 48-10-78-83
Cr	ПХ-2С	1,27	ОЦК	$a = 0,2887$	ДСТУ ГОСТ 5905:2005
Fe	ПЖР 2.200.26	1,26	ОЦК	$a = 0,2866$	ГОСТ 9849-86
Ni	ПНЭ-1	1,24	ГЦК	$a = 0,3519$	ГОСТ 9722-97
Ga	Гл-1	1,41	Орторомбічна	$a = 0,4519$; $b = 0,7658$; $c = 0,4526$	ГОСТ 12797-77

Оскільки галій – легкоплавкий метал з температурою плавлення 29,8°C, то вводили його у вихідну шихту у вигляді лігатурного сплаву – ферогалію (системи Fe–Ga), який отримували з близьким до еквіатомного складом плавленням суміші порошку розпиленого заліза марки ПЖР 2.200.26 та подрібненого литого галію марки Гл-1 у масовому співвідношенні компонентів 45Fe–55Ga. Плавили в нейтральному середовищі (аргоні високої чистоти) за температури 1300°C.

Режим сплавлення компонентів вибрали за діаграмою стану системи Fe–Ga [16], згідно з якою, розплав еквіатомного складу кристалізується за температур нижчих 1037°C, та з урахуванням необхідного ступеня перегріву і часу для його гомогенізації.

Отриманий ферогалій подрібнювали в порошок з подальшим змішуванням з іншими порошками вихідних металів. Вихідну суміш із компонентним складом, близьким до еквіатомного (табл. 2), пресували на гідравлічному пресі за тиску 700 МПа у сталевій прес-формі $\varnothing$ 20 mm. Отримані пресовки поміщали в електродугову піч, де плавили в середовищі аргону. Для кращої гомогенізації сплав переплавляли тричі.

Таблиця 2. Масові частки та співвідношення компонентів вихідної суміші для виготовлення ВЕС системи Ti–Cr–Fe–Ni–Ga

Елемент		Густина, g/cm ³	Масова частка, mass%	Адитивна густина суміші, g/cm ³	Фракція, μ m
Ti		4,54	17	6,56	< 100
Cr		7,18	18		~ 10
Ni		8,9	21		< 100
Лігатура 45Fe–55Ga	Fe	7,87	19		< 100
	Ga	5,9	25		

Фазовий склад виливків Ti–Cr–Fe–Ni–Ga визначали за допомогою рентгенівського дифрактометра Ultima IV фірми Rigaku (Японія) у монохроматичному CuK_α -випромінюванні. Зйомку здійснювали в інтервалі кутів $2\theta = 20\ldots 120^\circ$ з кроком $0,04^\circ$ та тривалістю витримки в точці 1 s. Досліджували мікроструктуру на оптичному мікроскопі XJL 17 та сканувальному електронному мікроскопі SELMI PEM 106 (Україна).

Для визначення хімічного складу фаз сплаву виконали локальний мікрорентгеноспектральний аналіз на рентгенівському мікрозонді MS-46 фірми CAMECA (Франція). Кількісний аналіз складу досліджуваних фаз – у точках за такого режиму: прискорювальна напруга $U = 20$ kV, струм зонда $I = 12$ nA, діаметр $d = 3$ μ m. Розраховували концентрацію за допомогою модернізованої програми ZOND [17], яка враховує поправки на поглинання, флуоресценцію та атомний номер. Програму перевірили на зразках еталонних хімічних сполук відомого складу. Сумарна похибка визначення концентрації аналізованих елементів не перевищувала 0,2 mass%.

Мікротвердість фаз сплаву визначали на мікротвердомірі ПМТ-3 за навантаження на індентор 1 N, а макротвердість – за Роквелом (шкала C) на твердомірі ТК-14-250.

Встановлювали основні фізико-механічні властивості матеріалів методом автоматичного інструментального мікроіндентування за безперервного вдавлювання індентора зі записом кривої навантаження на індентор P –переміщення індентора h на установці Micron-Gamma. Як індентор використовували алмазну тригранну піраміду Берковича з кутом загострення між віссю та гранню 65° . Максимальне навантаження на індентор $P_{\max} = 1,5$ N. Витримка за досягнення сталого максимального навантаження 15 s. На кожен зразок наносили близько 10...17 відбитків на відстані один від одного не менше ніж 3–4 діагоналі від їх розміру.

Для визначення мікротвердості HM і модуля Юнга E застосовували методику Олівера і Фарра [18, 19]. Границю плинності σ_s за максимальної загальної деформації ϵ_t розраховували за HM зі співвідношення Тейбора $HM \approx 3\sigma_s$ [20].

Характеристику пластичності δ_A визначали як частку енергії, витрачену на пластичну деформацію відносно загальної витрати енергії за індентування. Ця характеристика є безрозмірним параметром, який дорівнює нулю за суто пружної деформації та наближається до одиниці за суто пластичної [21].

За інструментального індентування δ_A визначили за діаграмою навантаження і розвантаження індентора в координатах навантаження на індентор P –переміщення індентора h як відношення роботи пластичної деформації до загальної роботи деформації [22]:

$$\delta_A = \frac{W_p}{W_t} = \frac{W_p}{W_p + W_e} = 1 - \frac{W_e}{W_t}.$$

Тут W_p , W_e та W_t – роботи, які витрачаються на пластичну, пружну і загальну деформацію при вдавлюванні індентора, відповідно. При цьому W_e/W_t визначали за співвідношенням площ під кривими навантаження і розвантаження P – h .

Результати експерименту та їх обговорення. Під час сплавлення Fe з Ga отримали компактні щільні злитки ферогалію, які легко руйнуються з характерним крихким зломом (рис. 1а).

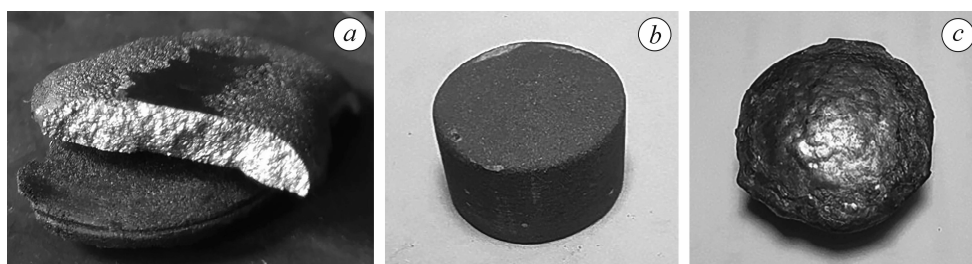


Рис. 1. Зображення лігатури (ферогалію) (а), вихідної пресовки зі суміші порошків (b) та зразка сплаву системи Ti–Cr–Fe–Ni–Ga (с).

Fig. 1. Images of the ligature (ferrogallium) (a), the initial compact from the powder mixture (b), and the Ti–Cr–Fe–Ni–Ga alloy sample (c).

Після електродугового плавлення вихідних заготовок (рис. 1b), спресованих зі суміші порошків Ti, Cr, Ni та ферогалію, отримали зразок ВЕС системи Ti–Cr–Fe–Ni–Ga (рис. 1с) з густиною 6,43 g/cm³, визначеною гідростатичним зважуванням.

На поверхні отриманого дуговим плавленням зразка сформувалася плівка золотистого кольору, що, найімовірніше, пов'язано з утворенням шару нітриду титану TiN, оскільки аргон, який запускали у камеру печі, містив незначні домішки повітря, а в ньому є азот. Під час плавлення спостерігали спінювання та утворення бульбашок у зразку, ймовірно, внаслідок кипіння галію або хрому.

Під час дослідження фазового складу отриманого сплаву брали до уваги, що основним чинником, який впливає на фазоутворення у ВЕС, є концентрація валентних електронів (el/at) [8–10]. При цьому існує чіткий взаємозв'язок між структурою і концентрацією валентних електронів (VEC), яку визначають так:

$$VEC = \sum c_i (VEC)_i,$$

де c_i – атомна концентрація i -го компонента; $(VEC)_i$ – концентрація валентних електронів кожного i -го елемента сплаву.

Вважають [7–10], що для твердих розчинів з ОЦК ґраткою $VEC < 6,8$, водночас для твердих розчинів з ГЦК ґраткою $VEC > 8$. Якщо VEC є в межах від 6,8 до 8 el/at, то будуть утворюватися ОЦК + ГЦК структури.

Згідно з термодинамічними розрахунками, отриманий ВЕС системи Ti–Cr–Fe–Ni–Ga має базуватися на твердому розчині з ОЦК кристалічною структурою, оскільки його концентрація валентних електронів становить 6,2 el/at (тобто менше 6,8 el/at).

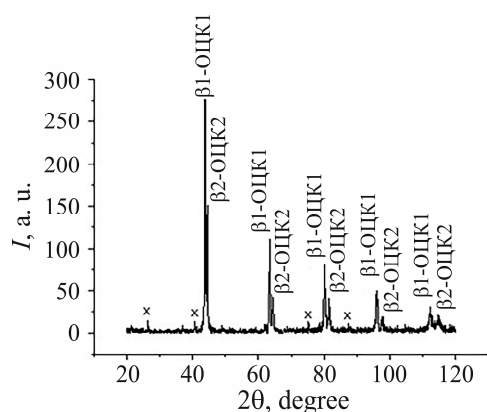


Рис. 2. Дифрактограма сплаву системи Ti–Cr–Fe–Ni–Ga, отриманого дуговим плавленням.

Fig. 2. XRD pattern of the Ti–Cr–Fe–Ni–Ga alloy, obtained by arc melting.

Результати рентгенофазового аналізу сплаву (рис. 2) показали, що досліджуваний матеріал складається з двох твердих розчинів заміщення. Перший формується на основі хрому та заліза ($\beta 1$ -ОЦК1), другий – на основі заліза та всіх інших елементів ($\beta 2$ -ОЦК2). Експериментально виміряні та теоретичні параметри ґраток наведено у табл. 3. Найбільшу зміну параметра ґратки порівняно з теоретичним спостерігали у $\beta 2$ -ОЦК2 (0,036 Å), що пов'язано з присутністю у складі атомів всіх введених елементів, в т.ч. Ti та Ga з найбільшими атомними радіусами (у стехіометричному співвідношенні).

Таблиця 3. Результати рентгенівського аналізу

Фаза	Параметр ґратки, Å		Картка
	експериментальний a_{exp}	теоретичний a_{th}	
$\beta 1$ -ОЦК1	2,936	2,9	(Cr Fe) PDF Card No.: 01-071-7534
$\beta 2$ -ОЦК2	2,8915	2,872	(Cr0.7 Fe0.3) PDF Card No.: 01-071-7537

Результати металографічного та локального мікросондового аналізів (рис. 3, табл. 4) підтверджують наявність у сплаві двох твердорозчинних фаз заміщення з ОЦК ґратками: світлі включення (деякі мають дендритну морфологію) – це твердий розчин на основі Cr, тоді як сіра та темно-сіра фаза – твердий розчин на основі Fe. У фазі $\beta 2$ елементи знаходяться майже у стехіометричному співвідношенні, тоді як у $\beta 1$ переважають хром та залізо. Крім цього, у $\beta 1$ міститься до 10 at.% Ga, оскільки цей елемент має найбільший атомний радіус, що ускладнює його дифузію у ґратки твердих розчинів. $\beta 1$ -фаза формується внаслідок суттєвої різниці атомних радіусів вихідних елементів (16,38%) та високої схильності до взаємної дифузії Fe і Cr.

За допомогою комп'ютерної програми ImageJ з використанням 10 зображень мікроструктур визначено середнє співвідношення кількості світлої та темної фаз у сплаві. Масовий вміст $\beta 2$ -фази становить ~ 60%, а $\beta 1$ -фази ~ 40%.

У структурі сплаву виявлено також незначну кількість включень – зерен нітридної фази TiN близької до сферичної форми (рис. 3b), поява яких, ймовірно, пов'язана з присутністю домішок азоту у вихідному аргоні. При цьому визначити кількість TiN не змогли через його незначний вміст.

Мікротвердість фази $\beta 1$ становить ~ 6,1 GPa, тоді як фази $\beta 2$ вона дещо вища (6,8 GPa), що можна пояснити суттєво більшим спотворенням її кристалічної структури внаслідок рівномірнішого розподілу елементів. Твердість сплаву за Роквеллом становить 43,8 HRC ($\approx$ 430 HV), що значно перевищує твердість таких відомих литих ВЕС, як сплав Кантора CoCrFeNiCu ($\approx$ 200 HV), Al_{0,5}CoCrFeNi ($\approx$ 280 HV) і приблизно дорівнює твердості сплаву TaNbHfZrTi [4].

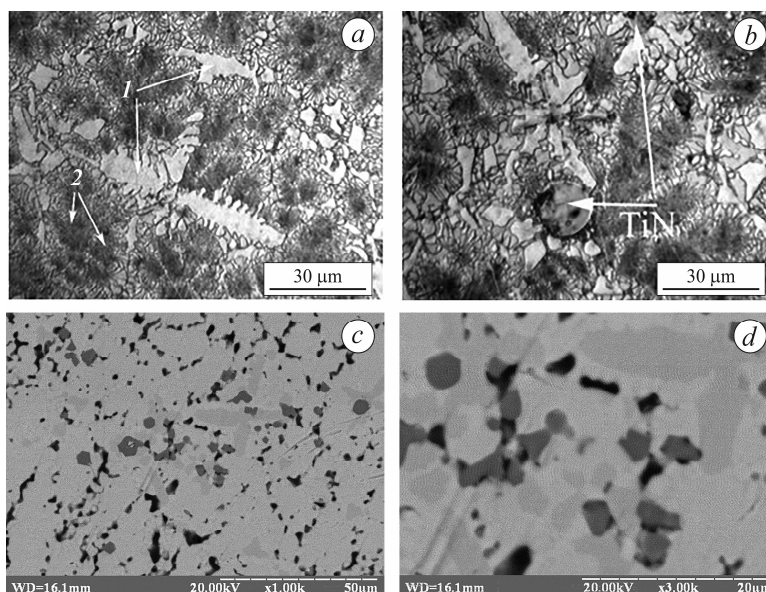


Рис. 3. Зображення мікроструктури високоентропійного сплаву Ti-Cr-Fe-Ni-Ga: 1 – фаза β1; 2 – фаза β2; a, b – оптична мікроскопія; c, d – СЕМ.

Fig. 3. Image of the microstructure of the high-entropy Ti-Cr-Fe-Ni-Ga alloy: 1 – phase β1; 2 – phase β2; a, b – optical microscopy; c, d – SEM.

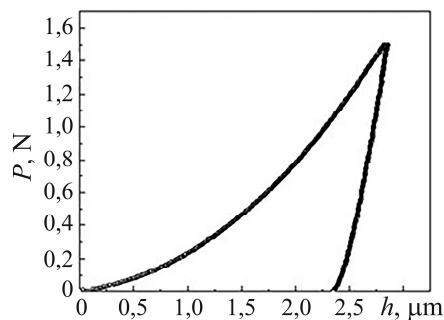
Таблиця 4. Середній хімічний склад (at.%) та мікротвердість фаз сплаву Ti-Cr-Fe-Ni-Ga

Фаза	Ti	Fe	Ni	Cr	Ga	H_{μ} , GPa
β1	4,1	27,4	4,7	52,8	11,0	6,14
β2	16,7	23,2	20,7	19,9	19,5	6,82

За результатами аналізу кривих навантаження–розвантаження сплаву при його індентуванні (рис. 4) визначили середні значення основних механічних характеристик сплаву (твердість $HM = 9,71 \pm 0,37$ GPa, модуль Юнга $E = 254,7 \pm 20,1$ GPa, границя плинності $\sigma_s = 3,24 \pm 0,12$ GPa, пластичність $\delta_A = W_p / W_t = 0,769 \pm 0,01$). Як бачимо, твердість HM (і, відповідно, розрахована зі співвідношення Тейбора границя плинності σ_s) та модуль Юнга, незважаючи на наявність в складі сплаву легкоплавкого і м'якого Ga, є досить високі, що свідчить про вплив структурного чинника зміцнення (утворення твердих розчинів заміщення всіх елементів сплаву).

Рис. 4. Крива навантаження–розвантаження, отримана за автоматичного індентування сплаву системи Ti-Cr-Fe-Ni-Ga.

Fig. 4. The loading–unloading curve obtained during automatic indentation of the Ti-Cr-Fe-Ni-Ga alloy.



Порівняльна оцінка основних механічних характеристик одержаного сплаву із цілою низкою інших ВЕС з більшою кількістю високовартісних складників

(Co, V, Nb, Mo, Ta, W, Zr тощо) (табл. 5), наведених у праці [23], показала, що за основними властивостями сплав системи Ti–Cr–Fe–Ni–Ga не тільки не поступається, але і здебільшого перевищує відповідні характеристики відомих ВЕС.

Таблиця 5. Шихтові та фазові сплави литих ВЕС та їх механічні характеристики за результатами автоматичного індентування

Шихтовий склад сплаву (еквіатомний)	Фазовий склад, mass%	Твердість НМ, GPa	Модуль Юнга E, GPa
Al–Ti–V–Nb–Cr–Mo	ОЦК – 100	8,1	161
V–Ta–Cr–Mo–W	ОЦК – 100	13	225
Ti ₃₅ –Zr ₁₅ –Co ₃₀ –Ni ₅ –Cu ₈ –Ga ₅ –Si ₂	ОЦК1 – 46 ОЦК2 – 48 Ti ₅ Si ₃ – 6	9,5	120
Mo–Ti–Zr–V–Ni–Cu–Al	ОЦК – 82 c14 – 18	9,1	139
V–Ti–Zr–Cr–Ni–Fe	ОЦК – 71 c14 – 29	8,6	136
Fe–Co–Ni–V–Mo	ОЦК – 15 σ – 85	9,3	200
Fe–Co–Ni–Cr–Mo	ГЦК – 30 σ – 70	7,1	130
Fe–Co–Ni–Cr–Mo–W	ОЦК – 45 ГЦК – 15 μ – 40	7,6	190

Слід відзначити, що пластичність δ_A сплаву Ti–Cr–Fe–Ni–Ga виявилася досить низькою ($\delta_A = 0,769$), що, однак, характерно для сплавів з високою твердістю. Низька пластичність сплаву обумовлена значним спотворенням ґратки, яке виникає через суттєву відмінність атомних радіусів складників сплаву, а також взаємодію між елементами у фазах на основі твердого розчину.

ВИСНОВКИ

Методом електродугового плавлення отримано високоентропійний сплав системи Ti–Cr–Fe–Ni–Ga з близьким до еквіатомного співвідношенням компонентів. За результатами рентгенофазового та локального мікрозондового аналізів встановлено, що отриманий матеріал складається з двох твердорозчинних фаз заміщення з ОЦК ґратками. Фаза ОЦК1 – це твердий розчин на основі Cr, тоді як ОЦК2 – твердий розчин на основі Fe. Співвідношення вмісту фаз ОЦК1 і ОЦК2 становить ~ 60 та ~ 40% відповідно. Незважаючи на присутність легкоплавкого та м'якого галію у складі сплаву, твердість та модуль Юнга останнього досить високі через структурний чинник зміцнення, обумовлений утворенням твердих розчинів заміщення всіх елементів сплаву. Водночас отриманий сплав відзначається і низькою пластичністю.

1. Yeh J. W. Recent progress in high-entropy alloys // Ann. Chim. Sci. Mat. – 2006. – 31. – P. 633–648.
2. Yeh J. W. High-entropy alloys – a new era of exploitation // Materials Science Forum. – 2007. – 560. – P. 1–9.
3. Tsai M. H. and Yeh J. W. High-entropy alloys: a critical review // Mater. Res. Lett. – 2014. – 2. – P. 107–123.

4. *Microstructures and properties of high-entropy alloys* / Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw, and Z. P. Lu // *Prog. Mater. Sci.* – 2014. – **61**, № 8. – P. 1–93.
5. *Pickering E. J. and Jones N. G. High-entropy alloys: a critical assessment of their founding principles and future prospects* // *Int. Mater. Rev.* – 2016. – **61**, № 3. – P. 183–202.
6. *High-Entropy Alloys* / B. S. Murty, J. W. Yeh, S. Ranganathan, and P. Bhattacharjee. – Elsevier, 2019. – 388 p.
7. *Новый класс материалов – высокоэнтروпийные сплавы и покрытия* / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка, Э. П. Печковский // *Вестник ТГУ*. – 2013. – **18**, вып.4. – С. 1938–1940.
8. *Effect of valence electron concentration on stability of fcc or bcc phase in high entropy alloys* / S. Guo, C. Ng, J. Lu, and C. Liu // *J. Appl. Phys.* – 2011. – **109**. – Article number 103505.
9. *Effect of electron density on phase composition of high-entropy equiatomic alloys* / S. A. Firsov, V. F. Gorban', N. A. Krapivka, M. V. Karpets, and É. P. Pechkovskii // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. – 2016. – **54**. – P. 607–613.
10. *Guidelines in predicting phase formation of high-entropy alloys* / Y. Zhang, Z. P. Lu, S. G. Ma, P. K. Liaw, Z. Tang, Y. Q. Cheng, and M. C. Gao // *MRS Communications*. – 2014. – **4**, № 2. – P. 57–62.
11. *Дослідження особливостей формування структури сплаву Fe–55 % мас. Ga* / Д. А. Гончарук, О. М. Гріпачевський, О. В. Хоменко, Г. М. Молчановська, Г. О. Максимова // *Наукові нотатки*. – 2022. – Вип. 73. – С. 171–177.
12. *Structure and properties of high damping Fe–Ga based alloys* / I. S. Golovin, V. V. Palacheva, A. A. Emdadi, M. Yu. Zadorozhnyy, A. I. Bazlov, M. V. Gorshenkov, A. V. Pozdniakov, E. S. Savchenko, J. Cifre, R. Barbin, J. Zhu, and S. A. Golovin // *Kovove Mater.* – 2015. – **53**. – P. 267–274.
13. *Golovin I. S. Anelastic effects in Fe–Ga and Fe–Ga-based alloys: A review* // *Materials*. – 2023. – **16**, № 6. – P. 1–44.
14. *Nath H. and Phanikumar G. Martensite transformation and magnetic properties of Ni–Fe–Ga heusler alloys* // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2015. – **46**. – P. 4947–4955. DOI: 10.1007/s11661-015-3098-7
15. *Дриц М. Е. Свойства элементов: Справ.* / Под ред. М. Е. Дрица. – М.: Металлургия, 1985. – 672 с.
16. *Захаров А. М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем: Уч. пос. для вузов*. – М.: Металлургия, 1990. – 240 с.
17. *Пакет программ для обработки результатов количественного рентгеноспектрального микроанализа методом ZAF на мини-ЭВМ (препринт)* / Н. С. Цыкунов, В. А. Батырев, А. Н. Грипачевский, О. Н. Разумов, В. В. Тихонович. – Киев, 1981. – 40 с.
18. *Oliver W. C. and Pharr G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments* // *J. Mater. Res.* – 1992. – **7**, № 6. – P. 1564–1583.
19. *Oliver W. C. and Pharr G. M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology* // *Mater. Res. Soc.* – 2004. – **19**, № 1. – P. 3–20.
20. *Tabor D. The Hardness of Metals*. – Oxford: Clarendon Press, 1951. – 130 p.
21. *Plasticity of materials determined by the indentation method* / Yu. V. Milman, S. I. Chugunova, I. V. Goncharova, and A. A. Golubenko // *Progress in Physics of Metals*. – 2018. – **19**, № 3. – P. 271–308.
22. *Cheng Y. T. and Cheng C. M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation* // *J. Appl. Phys. Lett.* – 1998. – **73**, № 5. – P. 614–616.
23. *Влияние фазового состава литых высокоэнтропийных сплавов на механические свойства* / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка, Э. П. Печковский // *Современные проблемы физического материаловедения: Тр. Ин-та проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины*. – 2011. – Вып. 20. – С. 21–37.

Одержано 06.02.2024