

PACSnumbers: 75.50.Tt, 75.75.Cd, 81.07.Wx, 81.20.Ev, 81.20.Wk, 81.40.Rs, 81.70.Jb

Вплив ультразвукового оброблення в кульовому млині на фазово-структурні характеристики високодисперсних порошкових сумішей міді з залізом і кобальтом

В. М. Надутов, А. О. Перекос, Б. М. Мордюк, В. З. Войнаш,
Т. В. Єфімова, В. П. Залуцький, Т. Г. Кабанцев

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

Методами рентгеноструктурної аналізи та магнетометрії досліджено вплив ультразвукового оброблення (УЗО) в кульовому млині на структурно-фазові характеристики та магнетні властивості високодисперсних порошкових сумішей (ВДПС) міді з залізом і кобальтом (Cu+Co і Cu+Fe). Показано, що ультразвукове оброблення ВДПС Cu+Co і Cu+Fe приводить до зменшення кількості феромагнетних фаз Co–Cu і α -Fe–Cu та збільшення кількості оксидів. Показано також, що дисперсність фазових складових для обох ВДПС майже не змінюється при УЗО та знаходиться в інтервалі 20–50 нм; майже без змін залишається також концентрація металів у твердих розчинах Co–Cu і α -Fe–Cu. Магнетні властивості ВДПС після УЗО змінюються відповідно до зміни їх фазового складу та дисперсності: питома намагнетованість наситу зменшується від 64 до 35 А·м²/кг, коерцитивна сила збільшується від 2,0 до 20,0 кА/м, а залишкова індукція — від 7,2 до 48,3 мТл. Припускається, що вказані особливості структурно-фазових характеристик після УЗО можуть бути зумовлені наявністю на поверхні частинок оксидних або карбідних оболонок.

Ключові слова: високодисперсні порошкові суміші, електроіскрове обро-

Corresponding author: Bohdan Mykolayovych Mordyuk
E-mail: mordyuk@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: V. M. Nadutov, A. O. Perekos, B. M. Mordyuk, V. Z. Voinash, T. V. Efimova, V. P. Zalutsky, and T. G. Kabantsev, Influence of Ultrasonic Processing in a Ball Mill on Phase-Structural Characteristics of Superfine Powder Blends of Copper with Iron and Cobalt, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 4: 501–514 (2018) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.40.04.0501.

блення, ультразвуковий розмел, рентгеноструктурна аналіза, магнетометрія, магнетні властивості.

Influence of ultrasonic treatment (UST) in a ball mill on structure-phase characteristics and magnetic properties of superfine powder mixtures (SFPM) of copper with iron and cobalt (Cu+Co and Cu+Fe) is investigated by x-ray analysis and magnetic methods. As shown, the UST of SFPM results in decreasing of the Co–Cu and α -Fe–Cu ferromagnetic phases' quantity as well as increasing of oxides' quantity. Dispersity of phase components is in interval 20–50 nm, and concentrations of metals in the Co–Cu and α -Fe–Cu solid solutions do not change almost. Variations of magnetic properties of SFPM after UST correspond to changing of their phase composition and dispersity: specific saturation magnetization decreases from 64 to 35 A·m²/kg, coercivity increases from 2.0 to 20.0 kA/m, and residual magnetization increases from 7.2 to 48.3 mT. As supposed, the peculiarities of structure-phase characteristics of SFPM fabricated by means of the UST are conditioned by presence of the oxide and carbide coatings on particles' surfaces.

Key words: ultrafine powders blends, electric-spark treatment, ultrasonic milling, x-ray structural analysis, magnetic measurements, magnetic properties.

Методами рентгеноструктурного аналізу і магнітометрії досліджено вплив ультразвукової обробки (УЗО) в шаровій мельниці на структурно-фазові характеристики і магнітні властивості високодисперсних порошкових сумішей (ВДПС) міді з залізом і кобальтом (Cu+Co і Cu+Fe). Показано, що ультразвукова обробка ВДПС Cu+Co і Cu+Fe призводить до зменшення кількості ферромагнітних фаз Co–Cu і α -Fe–Cu і збільшенню кількості оксидів. Показано також, що дисперсність фазових складових для обох ВДПС майже не змінюється при УЗО і знаходиться в інтервалі 20–50 нм; майже без змін залишається також концентрація металів в твердих розчинах Co–Cu і α -Fe–Cu. Магнітні властивості ВДПС після УЗО змінюються в відповідності з змінами їх фазового складу і дисперсності: удільна намагніченість насичення зменшується від 64 до 35 А·м²/кг, коерцитивна сила збільшується від 2,0 до 20,0 кА/м, а залишкова індукція — від 7,2 до 48,3 мТл. Припускається, що зазначені особливості структурно-фазових характеристик після УЗО можуть бути обумовлені наявністю на поверхні частинок оксидних або карбидних оболонок.

Ключевые слова: високодисперсні порошкові суміші, електроискрова обробка, ультразвукової розмол, рентгеноструктурний аналіз, магнітометрія, магнітні властивості.

(Отримано 11 січня 2018 р.)

1. ВСТУП

Системи з обмеженою розчинністю компонентів на основі міді, зокрема, Cu–Co, Cu–Fe, Cu–Ni–Fe та інші, викликають особливий

інтерес фізиків і технологів, зважаючи на їхні унікальні електричні й магнетні властивості та можливість практичного використання цих властивостей в різних областях науки та техніки. Структурні та фізичні характеристики цих систем в значній мірі визначаються їхнім хемічним складом, кристалічною структурою, наявністю тих чи інших фаз, розмірами структурних елементів фазових складових і їх розподілом у матеріалі. У роботі [1] було досліджено вплив ультразвукового оброблення (УЗО) в кульовому млині на структурно-фазові характеристики та магнетні властивості крупнозернистих порошкових сумішей (КЗПС) Cu+Co і Cu+Fe і було показано, що процес розчиноутворення у цих бінарних сумішах йде до кінця, тобто до повного взаємного розчинення компонентів. При цьому в КЗПС Cu+Co формується одна кристалічна фаза ГЦК-пересичений твердий розчин Cu–Co, а в КЗПС Cu+Fe — дві кристалічні фази: ГЦК-пересичений твердий розчин заліза в міді Cu–Fe та ОЦК-пересичений твердий розчин міді в залізі Fe–Cu. Було також показано, що УЗО КЗПС Cu+Co та Cu+Fe приводить до значного подрібнення структури (зменшення розмірів областей когерентного розсіяння) та підвищення густини дислокацій. При цьому значне (понад 20 годин) збільшення тривалості УЗО приводило до насити КЗПС киснем та утворення значної кількості оксидів, що погіршувало магнетні характеристики одержаних порошків.

У даній роботі досліджено вплив ультразвукового оброблення в кульовому млині на структурно-фазові характеристики та магнетні властивості високодисперсних порошкових сумішей (ВДПС) Cu+Co та Cu+Fe. Проведення подібних досліджень, на наш погляд, є доцільним у зв'язку з тим, що процеси розчино- та фазоутворення в ВДПС можуть мати, в першу чергу, особливості, пов'язані із впливом розмірного фактору на термодинаміку та кінетику вказаних процесів (адже розміри вихідних порошків в КЗПС і в ВДПС відрізняються майже на два порядки) [2–4]. Крім цього, процеси розчино- та фазоутворення у ВДПС можуть також мати особливості через те, що фазовий склад вихідних високодисперсних порошків (ВДП) Cu, Co та Fe, котрі використовували для виготовлення ВДПС, суттєво відрізняється від фазового складу крупнозернистих порошків (КЗП) тих же металів. Це стає очевидним, коли взяти до уваги результати рентгеноструктурних досліджень вихідних ВДП Cu, Co та Fe, одержаних в етанолі (саме вони були використані для приготування ВДПС Cu+Co та Cu+Fe), яких наведено на рис. 1 та в табл. 1. У той час як КЗП Cu, Co та Fe практично не мають у своєму складі оксидів і карбідів, ВДП цих же металів, як видно із наведених вище даних, містять в собі досить значну кількість оксидів і карбідів — найбільшу для ВДП заліза $\cong 25\%$. Тим більше, що оксиди і карбіди, як правило, зосереджені на поверхні частинок ВДП [5]. Така бу-

дова високодисперсних частинок може істотно впливати на перебіг процесів, пов'язаних з дифузцією чи деформацією.

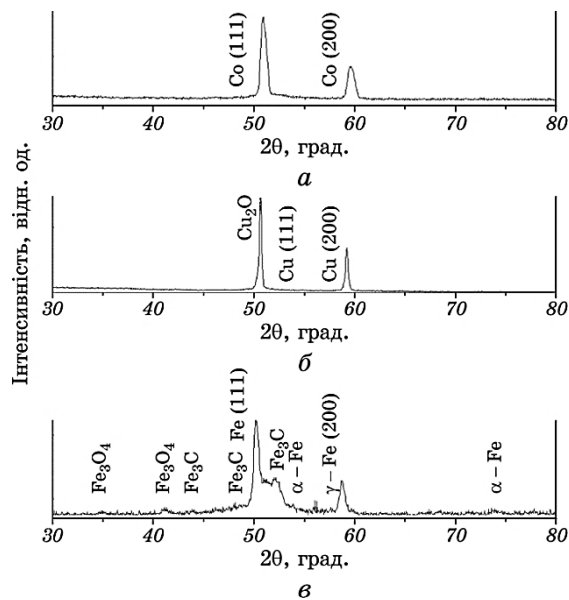


Рис. 1. Дифрактограми високодисперсних порошків Co, Cu, Fe, одержаних в етанолі.

Fig. 1. Diffraction patterns of ultrafine Co, Cu, and Fe powders obtained in ethanol.

ТАБЛИЦЯ 1. Фазовий склад та дисперсність ВДП Co, Cu та Fe, одержаних в етанолі.

TABLE 1. Phase composition and dispersion of ultrafine Co, Cu, and Fe powders obtained in ethanol.

ВДВ	Фазовий склад	Фазовий склад, %	Розміри ОКР, нм
Co	Co	97	40
	Co ₃ C	3	—
Cu	Cu	100	40
	Cu ₂ O	сліди	—
Fe	α-Fe	50	35
	γ-Fe	35	15
	Fe ₃ C	10	10
	Fe ₃ O ₄	5	—

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Об'єктами досліджень у даній роботі були високодисперсні порошкові суміші міді з кобальтом та залізом. Високодисперсні порошки міді, кобальту та заліза одержували методом електроіскрового диспергування [6] в етанолі. Після закінчення процесу диспергування частинки порошку осаджували в робочій рідині та висушували при кімнатній температурі на повітрі. Масове співвідношення вихідних порошоків кобальту та міді в КЗПС Cu+Co було 2:1, а заліза та міді в КЗПС Cu+Fe 1:1. Ці співвідношення були вибрані такими для того, щоб інтенсивності ліній від елементарних порошоків на дифрактограмах були однаковими чи близькими за величиною, що робить спостереження за процесами розчино- та фазоутворення в КЗПС більш точним і наочними.

Одержані ВДПС Cu+Fe та Cu+Co разом зі сталевими кульками зі сталі ШХ-15 (\varnothing 3 та 12 мм) завантажували в робочу камеру ультразвукового млина \varnothing 14 мм [7, 8]. Співвідношення маси кульок до маси порошку складало 10:1. Частота та максимальна амплітуда ультразвукових коливань складала, відповідно, 20 кГц та 10 мкм. Тривалість МАО змінювали від 5 до 10 годин. Оброблення проводили в середовищі етанолу при накладанні змінного магнетного поля частотою 50 Гц та амплітудою 40 кА/м.

Для дослідження морфологічних особливостей структури вихідних порошоків був використаний сканувальний електронний мікроскоп NeoScore ISM-5000 фірми JEOL. Рентгеноструктурні дослідження проводили на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3.0 у кобальтовому випроміненні. Розміри областей когерентного розсіювання (ОКР) визначали за розширенням рентгенівських ліній на дифрактограмах за формулою Селякова–Шеррера [9, 10]. Фазову аналізу здійснювали за відношенням інтенсивностей найсильніших ліній наявних кристалічних фаз на дифрактограмах. Магнетні мірювання проводили за допомогою балістичного магнетометра в інтервалі полів до 800 кА/м при кімнатній температурі. Концентрації компонентів у твердих розчинах визначали з використанням табличних значень параметрів ґратниць чистих металів та експериментально визначених параметрів ґратниць сформованих твердих розчинів [11, 12] за формулами:

$$c_{Co} = (a - a_{Cu}) / (a_{Co} - a_{Cu}) = 1,429 \cdot 10^4 (a - a_{Cu}), \text{ ат. \%}, \quad (1)$$

$$c_{Fe} = (a - a_{Cu}) / (a_{Fe} - a_{Cu}) = 3,155 \cdot 10^4 (a - a_{Cu}), \text{ ат. \%}, \quad (2)$$

де a , a_{Co} , a_{Cu} і a_{Fe} — параметри ґратниць стопу, кобальту, міді та заліза, а c_{Co} і c_{Fe} — концентрації кобальту та заліза у твердих розчинах Cu–Co і Cu–Fe відповідно. Значення параметрів ґратниць взято із довідника [12].

При виведенні формул (1), (2) вважали, що параметри ґратниць бінарних твердих розчинів Cu–Co і Cu–Fe змінюються лінійно, залежно від концентрації компонентів (Веґардів закон) [11, 12]. Однак варто зазначити, що лінійна апроксимація залежностей параметрів ґратниць бінарних твердих розчинів від концентрації компонентів є тільки першим наближенням, і в реальній ситуації вони часто порушуються. Це обумовлено тим, що конкретний вид цих залежностей визначається типом силової та енергетичної взаємодії між різнорідними атомами і характером зонної структури твердого розчину, які, власне, і визначають рівноважну міжатомову віддаль у ґратниці твердого розчину [13–15]. Разом з тим, використання формул (1), (2) для визначення концентрації компонентів у твердих розчинах бажане, адже це дає хоча б якісне уявлення про процеси розчиноутворення в стопах.

За процесом формування твердих розчинів у феромагнетних стопах можна також слідкувати, вимірюючи намагнетованість наситу феромагнетних стопів, яка, як правило, для бінарних стопів заліза, кобальту та нікелю з немагнетними металами зменшується, залежно від концентрації немагнетних компонентів, причому для багатьох стопів це зменшення має лінійний характер (наприклад, для стопів нікелю з міддю, алюмінієм, кремнієм, титаном) [16, 17].

Згідно з моделлю Фріделя–Слетера–Полінґа [18, 19] для залежності магнетного моменту наситу феромагнетних металів Co, Fe чи Ni від концентрації немагнетних металів таких, як Al, Si, Ti, V, Zn, Cu, для питомої намагнетованості наситу σ стопів на основі заліза чи кобальту можна одержати формули [1]:

$$\sigma = \sigma_{\text{Fe}} - 2,2\sigma_{\text{Fe}}c, \quad \sigma = \sigma_{\text{Co}} - 2,0\sigma_{\text{Co}}c,$$

де c — концентрація стопу, σ , σ_{Fe} і σ_{Co} — питомі намагнетованості наситу стопу, заліза та кобальту.

З останніх двох формул легко визначити концентрацію стопу:

$$c = 45,5 (\sigma_{\text{Fe}} - \sigma) / \sigma_{\text{Fe}}, \text{ ат. \%} \quad \text{— для стопів Fe–Cu,} \quad (3)$$

$$c = 50 (\sigma_{\text{Co}} - \sigma) / \sigma_{\text{Co}}, \text{ ат. \%} \quad \text{— для стопів Co–Cu.} \quad (4)$$

Детально методику визначення концентрації стопів міді з залізом і кобальтом за значеннями їхніх параметрів ґратниць і питомої намагнетованості наситу описано в роботі [1]. Стосовно формул (3), (4) можна сказати те саме, що було сказано вище стосовно формул (1), (2). Однак варто зазначити, що використання цих формул дає досить простий і надійний інструмент для спостереження за процесами фазо- та розчиноутворення в феромагнетних

стопах.

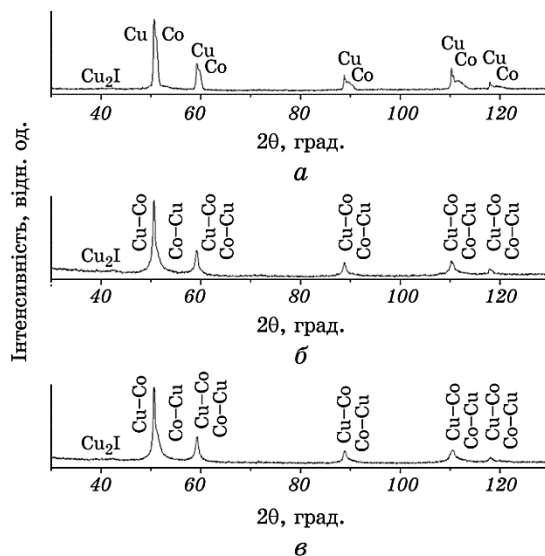


Рис. 2. Дифрактограми ВДПС Cu+Co у вихідному стані (а) та після УЗО протягом 5 (б) і 10 (в) годин (ВДП, одержані в етанолі).

Fig. 2. Diffraction spectra of Cu+Co ultrafine-powder blends obtained in ethanol in the initial state (a) and after milling in ultrasonic mill for 5 (b) and 10 (c) h.

ТАБЛИЦЯ 2. Фазовий склад та дисперсність ВДП Co, Cu та Fe, одержаних в етанолі.

TABLE 2. Phase composition and size of Co, Cu, and Fe ultrafine-powders obtained in ethanol.

Оброблення	Фазовий склад	Фазовий склад, %	Дисперсність, нм	Параметри гратниць, нм	Концентрація, %	Намагнетованість σ , А·м ² /кг	Концентрація міді, %
Вихідний стан	Cu-Co	35	>100	0,36164	2(Co)	64	25
	Co-Cu	65	20	0,3591	50(Cu)		
	Cu ₂ O	сліди	—	—	—		
5 годин	Cu-Co	40	35	0,36164	2(Co)	50	31
	Co-Cu	55	15	0,3587	40(Cu)		
	Cu ₂ O	5	—	—	—		
10 годин	Cu-Co	40	30	0,3615	0(Co)	35	35
	Co-Cu	55	—	0,3587	40(Cu)		
	Cu ₂ O	5	—	—	—		

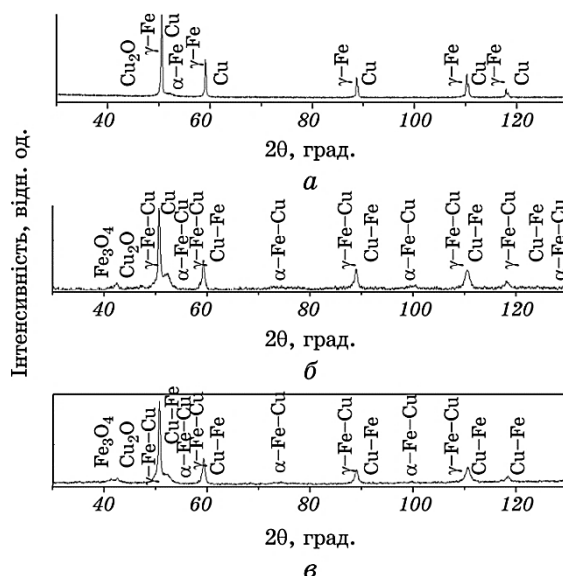


Рис. 3. Дифрактограми ВДПС Cu+Fe у вихідному стані (а) та після УЗО протягом 5 (б) та 10 (в) годин (ВДП, одержані в етанолі).

Fig. 3. Diffraction spectra of Cu+Fe ultrafine-powder blends obtained in ethanol in the initial state (a) and after milling in ultrasonic mill for 5 (b) and 10 (c) h.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Результати рентгеноструктурних досліджень та магнетних мірянь впливу ультразвукового оброблення на фазовий склад, дисперсність і магнетні властивості ВДПС Cu+Co та Cu+Fe наведено на рис. 1–6 і в табл. 1–3.

Результати рентгеноструктурних досліджень вихідних порошків Cu, Co та Fe, одержаних в етанолі, яких представлено на рис. 1 та в табл. 1, показують, що вони, окрім Cu, Co та α - і γ -Fe, містять в собі продукти взаємодії металів із робочою рідиною — оксиди Cu_2O і Fe_3O_4 , карбіди Co_3C і Fe_3C . Загальна кількість оксидів і карбідів у вихідних порошках може бути достатньо значною: так, у порошок Fe вона сягає 15%. Дисперсність фазових складових знаходиться у нанодіпазоні і змінюється від 10 до 40 нм.

Результати, представлені на рис. 2 і 3 та табл. 2 і 3, свідчать про те, що збільшення тривалості УЗО спричиняє перерозподіл кількостей кристалічних фаз Co–Cu і Cu–Co у ВДПС Cu+Co. Подібний перерозподіл кристалічних фаз між γ -Fe і Cu–Fe відбувається також в ВДПС Cu+Fe, при цьому кількість кристалічної феромагнетної фази α -Fe–Cu та кількості оксидів міді і заліза залишаються майже незмінними (табл. 3).

Відповідно на зміни фазового складу ВДПС реагує на УЗО питома намагнетованість наситу — вона монотонно зменшується з

ТАБЛИЦЯ 3. Фазовий склад, дисперсність, параметри ґратниць твердих розчинів Cu–Fe та α -Fe–Cu, питома намагнетованість наситу твердого розчину α -Fe–Cu та концентрації заліза і міді у ВДПС Cu+Fe у вихідному стані та після УЗО в КМ (ВДП, одержані в етанолі).

TABLE 3. Phase composition and size of Cu+Fe ultrafine powders obtained in ethanol after milling in ultrasonic mill.

Оброблення	Фазовий склад	Фазовий склад, %	Дисперсність, нм	Параметер ґратниці міді, нм	Концентрація заліза, %	Намагнетованість σ , А·м ² /кг	Концентрація міді, %
Вихідний стан	Cu–Fe	50	40	0,3617	3	47	26
	α -Fe–Cu	30	40	–	–		
	γ -Fe	20	–	–	–		
	Cu ₂ O	–	–	–	–		
5 годин	Cu–Fe	50	40	0,3617	3	40	29
	α -Fe–Cu	30	40	–	–		
	γ -Fe	13	20	–	–		
	Cu ₂ O	5	30	–	–		
	Fe ₃ O ₄	2	–	–	–		
10 годин	Cu–Fe	60	50	0,3617	3	34	31
	α -Fe–Cu	32	20	–	–		
	Cu ₂ O	5	30	–	–		
	Fe ₃ O ₄	3	30	–	–		

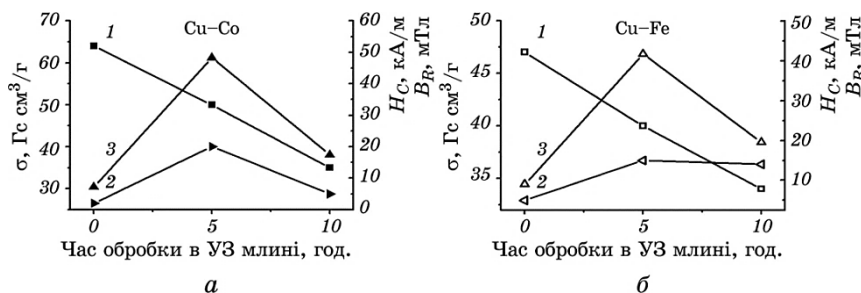


Рис. 4. Зміна питомої намагнетованости наситу σ (1), коерцитивної сили H_C (2) і залишкової індукції B_R (3) ВДПС Cu+Co (а) та Cu+Fe (б), одержаних в етанолі після різного часу оброблення в ультразвуковому млині.

Fig. 4. Changes in specific saturated magnetization (1), coercive force (2) and residual induction (3) of Cu+Co (a) and Cu+Fe (b) ultrafine-powder blends obtained in ethanol in the initial state and after milling in ultrasonic mill for different times.

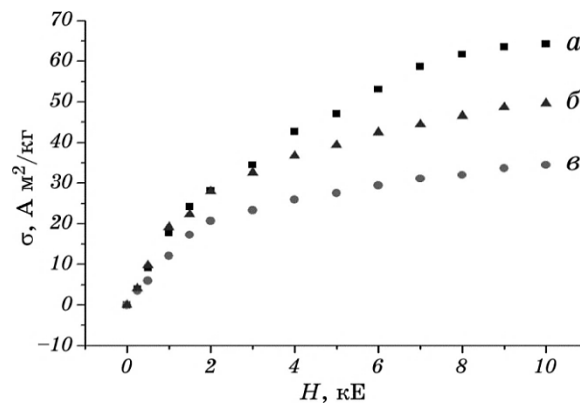


Рис. 5. Польові залежності питомої намагнетованості наситу ВДПС Cu+Co у вихідному стані (а) та після УЗО протягом 5 (б) і 10 (в) годин.

Fig. 5. Field dependences of specific saturation magnetization of Cu+Co ultrafine-powder blends in initial state (a) and after ultrasonic milling for 5 (б) and 10 (в) h.

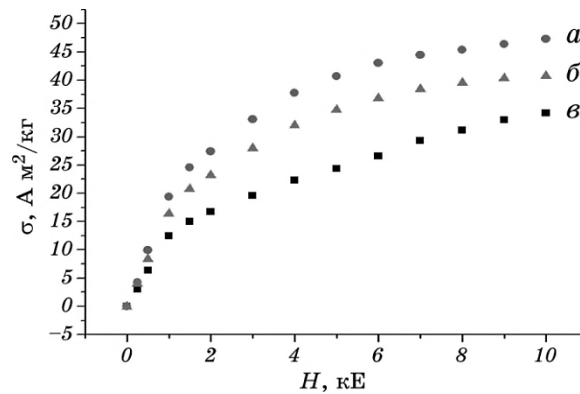


Рис. 6. Польові залежності питомої намагнетованості наситу ВДПС Cu+Fe у вихідному стані (а) та після УЗО протягом 5 (б) і 10 (в) годин.

Fig. 6. Field dependences of specific saturation magnetization of ultrafine-powder Cu+Fe blends in initial state (a) and after ultrasonic milling for 5 (б) and 10 (в) h.

ростом тривалості УЗО для обох систем (рис. 4–6).

Сам хід польових залежностей питомої намагнетованості ВДПС характерний для феромагнетного матеріялу з низьким значенням коерцитивної сили та хаотичним розподілом магнетних моментів однодомених частинок у немагнетному середовищі.

Децо інакше ведуть себе коерцитивна сила і залишкова індукція: вони спочатку після УЗО протягом 5 год. зростають, а після подальшого збільшення тривалості УЗО до 10 год. — спадають.

Дисперсність фазових складових для обох ВДПС майже не змінюється при УЗО і знаходиться в інтервалі 20–50 нм, що робить проблематичним пов'язати різке збільшення коерцитивної сили у ВДПС після УЗО тривалістю 5 годин. Можливо цей ефект зумовлений значним зростанням залишкових напружень і густини дислокацій на початкових стадіях УЗО. Цим же можна пояснити також зростання залишкової індукції у ВДПС у процесі УЗО (рис. 4 і 5). Щодо подальшого спадання як коерцитивної сили, так і залишкової індукції при збільшенні тривалості УЗО можна висловити припущення, що він обумовлений переходом деякої частки феромагнетних частинок до суперпарамагнетного стану.

Варто зазначити, що для ВДПС Cu+Fe параметри ґратниць твердих розчинів як на основі міді, так і на основі заліза збільшуються при розчиненні в них заліза і міді відповідно (табл. 1), що узгоджується із табличними даними [10]. Така сама ситуація має місце і для ВДПС Cu+Co: параметри ґратниць твердих розчинів збільшуються як при розчиненні міді у кобальті, так і при розчиненні кобальту в міді. Очевидно, це обумовлено відхиленням параметрів ґратниць при утворенні твердих розчинів від Верґардового правила [7, 10].

Процес розчиноутворення у ВДПС також має свої особливості в порівнянні з КЗПС. Як показують результати, наведені в табл. 2 і 3, фазовий склад і дисперсність фазових складових для обох ВДПС майже не змінюються при їх ультразвуковому обробленні. Так, кількість кристалічних фаз Cu–Fe і α -Fe–Cu в ВДПС Cu+Fe у процесі УЗО залишається на рівні 50–60% і 30–32% відповідно. Також не зазнає істотних змін вміст оксидів міді і заліза у порошкових сумішах — загалом він не перевищує 5%. Майже не змінюються при УЗО в порівнянні з вихідними сумішами і дисперсність фазових складових для обох ВДПС і знаходиться в інтервалі 20–50 нм (табл. 2 і 3). Результати обчислень концентрації за формулами (1)–(4) у ВДПС Cu+Co та Cu+Fe після УЗО, наведені в табл. 2 і 3, також свідчать про те, що вона майже не змінюється зі збільшенням тривалості УЗО, а ті незначні зміни, які все ж мають місце, швидше за все пов'язані із перерозподілом елементів всередині частинок без взаємного їх проникнення в сусідні частинки. Подібна поведінка ВДПС при УЗО може бути обумовлена наявністю на поверхні частинок оксидних оболонок, які в такому разі будуть перепороною для дифузії атомів металів між частинками та проходження дислокацій, які також змогли б прискорити транспортні процеси як в самих частинках, так і між ними [20].

4. ВИСНОВКИ

1. УЗО ВДПС Cu+Co та Cu+Fe приводить до істотних змін їх фа-

зового складу та магнетних властивостей. При цьому збільшення тривалості УЗО спричиняє зменшення кількості феромагнетних фаз Co–Cu і α -Fe–Cu та збільшення кількості оксидів.

2. Дисперсність фазових складових для обох ВДПС майже не змінюється при УЗО і знаходиться в інтервалі 20–50 нм. Майже без змін залишається також концентрація металів у ВДПС, що може бути зумовлено наявністю на поверхні частинок оксидних або карбідних оболонок.

3. Магнетні властивості ВДПС після УЗО змінюються відповідно до зміни їх фазового складу та дисперсності: питома намагнетованість наситу зменшується від 5,1 до 2,8 А·м²/кг, коерцитивна сила збільшується від 2 до 20 кА/м, а залишкова індукція — від 7,2 до 48,3 мТл.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. М. Надутов, А. О. Перекос, Б. М. Мордюк, В. З. Войнаш, Т. В. Сфімова, В. П. Залуцький, Т. Г. Кабанцев, *Металлофиз. новейшие технол.*, **40**, № 3: 327 (2018).
2. И. Д. Морохов, Л. И. Трусков, С. П. Чижик, *Ультрадисперсные металлические среды* (Москва: Атомиздат: 1967).
3. А. И. Гусев, А. А. Ремпель, *Нанокристаллические материалы* (Москва: Физматлит: 2001).
4. Р. А. Андриевский, А. В. Рагуля, *Наноструктурные материалы* (Москва: Академия: 2005).
5. В. М. Надутов, А. Е. Перекос, В. В. Кокорин, С. М. Коноплюк, Т. В. Ефимова, В. П. Залуцкий, *Металлофиз. новейшие технол.*, **36**, № 12: 1679 (2014).
6. А. В. Булгаков, Н. М. Булгакова, И. М. Бураков и др., *Синтез наноразмерных материалов при воздействии мощных потоков энергии на вещество* (Новосибирск: Институт теплофизики СО РАН: 2009).
7. V. M. Nadutov, B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, and I. S. Gavrilenko, *Ultrasonics*, **42**, Iss. 1–9: 47 (2004).
8. А. Е. Перекос, Б. Н. Мордюк, Г. И. Прокопенко, Т. В. Ружицкая, Т. В. Ефимова, В. П. Залуцкий, Н. Д. Рудь, *Металлофиз. новейшие технол.*, **30**, № 12: 1619 (2008).
9. В. И. Иверонова, Г. П. Ревкевич, *Теория рассеяния рентгеновских лучей* (Москва: МГУ: 1972).
10. С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев, *Рентгенографический и электронно-оптический анализ* (Москва: МИСиС: 1994).
11. Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков, *Физика металлов* (Москва: Атомиздат: 1978).
12. О. М. Барабаш, Ю. Н. Коваль, *Кристаллическая структура металлов и сплавов: Справочник* (Киев: Наукова думка: 1986).
13. Я. И. Френкель, *Введение в теорию металлов* (Ленинград: Наука: 1972).
14. Б. Г. Лившиц, В. С. Крапошин, Я. Л. Линецкий, *Физические свойства металлов и сплавов* (Москва: Металлургия: 1980).

15. А. П. Шпак, Ю. А. Куницкий, В. Л. Карбовский, *Кластерные и наноструктурные материалы* (Киев: Академперіодика: 2001).
16. Р. Бозорт, *Ферромагнетизм* (Москва: Иностран. лит.: 1956) (пер. с англ.).
17. С. В. Вонсовский, *Магнетизм* (Москва: Наука: 1971).
18. В. Ломер, В. Маршалл, *Теория ферромагнетизма металлов и сплавов* (Москва: Иностран. лит.: 1963), с. 56 (пер. с англ.).
19. Дж. Голдман, А. Арротт, *Магнитные свойства металлов и сплавов* (Москва: Иностран. лит.: 1961), с. 130 (пер. с англ.).
20. Г. В. Луценко, А. Е. Перекос, А. М. Гусак, *Металлофиз. новейшие технол.*, 22, № 6: 73 (2000).

REFERENCES

1. V. M. Nadutov, A. O. Perekos, B. M. Mordyuk, V. Z. Voynash, T. V. Efimova, V. P. Zalutsky, and T. G. Kabantsev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 3: 327 (2018) (in Ukrainian).
2. I. D. Morokhov, L. I. Trusov, and S. P. Chizhik, *Ultradispersnye Metallicheskie Sredy* [Ultrafine Metallic Mediums] (Moscow: Atomizdat: 1967) (in Russian).
3. A. I. Gusev and A. A. Rempel, *Nanokristallicheskie Materialy* [Nanocrystalline Materials] (Moscow: Fizmatgiz: 2001) (in Russian).
4. R. A. Andrievskiy and A. V. Ragulya, *Nanostrukturnyye Materialy* [Nanostructural Materials] (Moscow: Akademiya: 2005) (in Russian).
5. V. M. Nadutov, A. E. Perekos, V. V. Kokorin, S. M. Konoplyuk, T. V. Yefimova, and V. P. Zalutskiy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 12: 1679 (2014) (in Russian).
6. A. V. Bulgakov, N. M. Bulgakova, I. M. Burakov et al., *Sintez Nanorazmernykh Materialov pri Vozdeystvii Moshchnykh Potokov Energii na Veshchestvo* [Synthesis of Nanosize Materials under Effect of High-Energy Flows on Matter] (Novosibirsk: Institute for Teplofiziki SO RAN: 2009) (in Russian).
7. V. M. Nadutov, B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, and I. S. Gavrilenko, *Ultrasonics*, **42**, Iss. 1–9: 47 (2004).
8. A. E. Perekos, B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, T. V. Ruzhitska, T. V. Efimova, V. P. Zalutskiy, and N. D. Rud', *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **30**, No. 12: 1619 (2008) (in Russian).
9. V. I. Iveronova and G. P. Revkevich, *Teoriya Rasseyaniya Rentgenovskikh Luchey* [Theory of X-Ray Scattering] (Moscow: MGU: 1972) (in Russian).
10. S. S. Gorelik, Yu. A. Skakov, and L. N. Rastorguev, *Rentgenograficheskiy i Ehlektronnoopticheskiy Analiz* [X-Ray and Electron-Microscopy Analysis] (Moscow: MISiS: 1994) (in Russian).
11. Ya. S. Umansky and Yu. A. Skakov, *Fizika Metallov* [Physics of Metals] (Moscow: Atomizdat: 1978) (in Russian).
12. O. M. Barabash and Yu. N. Koval, *Kristallicheskaya Struktura Metallov i Splavov: Spravochnik* [Crystalline Structure of Metals and Alloys: Handbook] (Kiev: Naukova Dumka: 1986) (in Russian).
13. Ya. I. Frenkel, *Vvedenie v Teoriyu Metallov* [Introduction to Theory of Metals] (Leningrad: Nauka: 1972) (in Russian).

14. B. G. Livshits, V. S. Kraposhin, and Ya. L. Linetskiy, *Fizicheskie Svoystva Metallov i Splavov* [Physical Properties of Metals and Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1980) (in Russian).
15. A. P. Shpak, Yu. A. Kunitskiy, and V. L. Karbovskiy, *Klasternye i Nanostrukturnye Materialy* [Clustered and Nanostructural Materials] (Kiev: Akadempriodika: 2001) (in Russian).
16. R. M. Bozorth, *Ferromagnetism* (Moscow: Inostr. Lit.: 1956) (Russian translation).
17. S. V. Vonsovsky, *Magnetism* (Moscow: Nauka: 1971) (in Russian).
18. W. M. Lomer and W. Marshall, *Teoriya Ferromagnetizma Metallov i Splavov* [Theory of Ferromagnetism of Metals and Alloys] (Moscow: Inostr. Lit.: 1963), p. 56 (Russian translation).
19. J. E. Goldman and A. Arrott, *Magnitnye Svoystva Metallov i Splavov* [Magnetic Properties of Metals and Alloys] (Moscow: Inostr. Lit.: 1961), p. 130 (Russian translation).
20. G. V. Lutsenko, A. O. Perekos, and A. M. Gusak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **22**, No. 6: 73 (2000) (in Russian).