

PACS numbers: 43.35.+d, 61.05.cp, 61.43.Gt, 64.70.kd, 75.50.Cc, 81.07.Wx

**Вплив вмісту міді на фазовий склад та магнетні властивості
високодисперсних порошків високоентропійних стопів
AlCoCrCu_xFeNi ($x = 0, 1, 2$), одержаних методом
ультразвукового оброблення в кульовому млині**

А. О. Перекос, Б. М. Мордюк, В. З. Войнаш, Н. В. Данько,
Т. Г. Кабанцев

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

Ультразвуковим обробленням в кульовому млині (УЗКМ) крупнозернистих порошкових сумішей алюмінію, заліза, кобальту, міді, нікелю та хрому одержано високодисперсні порошки (ВДП) багатокомпонентних стопів системи AlCoCrCuFeNi та досліджено вплив міді на їх фазовий склад та магнетні властивості. Методами рентгеноструктурної аналізи та магнетометрії показано, що всі ВДП, одержані УЗКМ, знаходяться в високоентропійному стані та містять в собі два твердих розчини — ОЦК і ГЦК. При цьому кількість ОЦК-фази і величина питомої намагнетованості насичення в ВДП зменшуються зі збільшенням вмісту міді в вихідних КЗПС. Показано також, що феромагнетизм одержаних ВДП обумовлений головним чином присутністю в порошках ОЦК-фази. Коерцитивна сила і залишкова індукція оброблених ультразвуком порошків значно вища, ніж у вихідних порошках, що обумовлено високою дисперсністю і мікронапруженнями в оброблених порошках. Розходження між розрахованими і експериментальними значеннями коерцитивної сили оброблених порошків обумовлені їх суперпарамагнетизмом.

Corresponding author: Anatoliy Omelyanovych Perekos
E-mail: perekos@ukr.net

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

Citation: A. O. Perekos, B. M. Morduk, V. Z. Voynash, N. V. Danko, and T. G. Kabantsev, Influence of the Copper Content on Phase Composition and Magnetic Properties of Ultra-Fine Powders of AlCoCrCu_xFeNi ($x = 0, 1, 2$) High-Entropy Alloys Produced by Ultrasonic Ball Milling, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 9: 1213–1227 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.09.1213](https://doi.org/10.15407/mfint.44.09.1213)

Ключові слова: високоентропійні стопи, високодисперсні порошки, ультразвукове оброблення, рентгеноструктурна аналіза, магнетні вимірювання, суперпарамагнетизм

Using ultrasonic ball milling (USBM) of coarse grain powder mixtures (CGPM) of aluminium, iron, cobalt, copper, nickel and chromium, ultra-fine powders (UFP) of AlCoCrCuFeNi system are produced. The influence of the copper content on the phase composition and magnetic properties of these powders are investigated. As shown, by x-ray analysis and magnetic methods, all UFP produced by USBM are in a high-entropy state and contain two solid solutions, *i.e.*, the f.c.c. and b.c.c. phases. Quantity of the b.c.c. phase and magnitude of specific saturation magnetization of UFP decrease with increasing of the copper content in the original CGPM. It is also shown that ferromagnetism of the obtained UFP is caused by the presence of the b.c.c. phase. Coercive force and residual magnetization of the USBM processed powders are much higher than those of the original powders due to ultra-fine powder size and the microstresses formed in the treated powders. Divergence between experimental and calculated values of coercive force of the treated powders is due to superparamagnetism.

Key words: high-dispersion alloys, ultra-fine powders, ultrasonic treatment, x-ray structural analysis, magnetic measurements, superparamagnetism.

(Отримано 1 липня 2022 р.)

1. ВСТУП

Прогрес сучасної техніки у значній мірі визначається пошуком і створенням нових матеріалів із більш високими службовими характеристиками. Традиційні багатокомпонентні стопи (БКС) з відносно низьким вмістом легувальних елементів, в основному, вичерпали свої можливості. Дослідження, проведені протягом останнього десятиліття, розкрили нові позитивні можливості у галузі розробки нових конструкційних і функціональних матеріалів, серед яких особливе місце належить так званим високоентропійним стопам (ВЕС) [1–3]. Вказані стопи певних композицій мають у першу чергу високий рівень механічних властивостей, зокрема високі твердість і зносостійкість порівняно з традиційними конструкційними та функціональними матеріалами. Проте більша частина з них є нетехнологічними, а фізична природа формування як механічних, так і фізичних властивостей цих стопів досліджена не достатньо. Тому розвиток цього напрямку з точки зору як фундаментальної, так і прикладної науки є вкрай необхідним.

Значного розширення можливостей практичного використання ВЕС можна досягти з застосуванням порошкових технологій. Дуже важлива перевага порошкових технологій полягає в тому, що із порошків методами порошкової металургії можна виготовляти різно-

манітні деталі та вироби різної форми і призначення, тоді як для литих стопів це є великою проблемою через їх низьку пластичність і значну крихкість. У той же час, більшість досліджень на ВЕС проведені на литих стопах, а для порошків ця робота лише починається.

Останнім часом для створення матеріалів із підвищеними експлуатаційними характеристиками все більшого поширення набувають методи, що ґрунтуються на інтенсивному механічному навантаженні на речовину. До числа цих метод у першу чергу варто віднести інтенсивну пластичну деформацію під високим тиском і механічне оброблення в кульових млинах різного типу [4, 5]. Зовсім нещодавно з'явилися роботи, у яких високого ступеню механічного оброблення досягали за допомогою комбінованих метод впливу на оброблюваний матеріал. Так, автори [6–10] в робочу камеру кульового млина додатково вводили ультразвукові коливання, а сам процес розмелювання проводили із накладанням змінного магнетного поля. В цих роботах було показано, що спільна дія механічного навантаження і ультразвукового оброблення в кульовому млині, а також додаткове накладання змінного магнетного поля приводить до значного прискорення дифузійних процесів і твердофазних реакцій в оброблюваному матеріалі, що у свою чергу дає змогу суттєво скоротити тривалість механічного оброблення у порівнянні з іншими методами.

У даній роботі поставлено мету сформуванню високоентропійний стан у багатокомпонентних стопах на основі системи AlCoCrCuFeNi методом ультразвукового оброблення (УЗО) в кульовому млині крупнозернистих порошкових сумішей (КЗПС) із різним вмістом міді, а також дослідити вплив міді на структуру, фазовий склад і магнетні властивості сформованих ВЕС. Мідь вибрана тому, що, поперше, вплив алюмінію та хрому вже було вивчено в попередніх наших роботах [10], а по-друге, мідь є третім неферромагнетним елементом в стопах системи AlCoCrCuFeNi , який може суттєво впливати як на фазовий склад багатокомпонентних стопів, так і на їх магнетні властивості.

2. МАТЕРІЯЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Об'єктами досліджень у даній роботі були крупнозернисті порошкові суміші алюмінію, кобальту, хрому, міді, заліза та нікелю у вихідному стані та після УЗО. Хемічний склад в атомних процентах відповідає формулі $\text{AlCoCrCu}_x\text{FeNi}$, де $x = 0; 1$ і 2 . Крупнозернисті порошкові суміші виготовляли із механічно подрібнених крупнозернистих порошків окремих металів розмішуванням у дистильованій воді за допомогою ультразвукового диспергатора УЗДН-2Т та наступним висушуванням за кімнатної температури. Ультразвукове оброблення порошкових сумішей проводили у так званому ультразвуковому кульовому млині, у робочу камеру якого вводили ульт-

тразвукові коливання (1 кВт, 20 кГц), а сам процес механічного оброблення проводили в етиловому спирті протягом 5 годин із накладанням змінного магнетного поля (640 А/м, 50 Гц) [9, 10]. Рентгеноструктурні дослідження проводили на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3.0 у кобальтовому випромінюванні. Розміри областей когерентного розсіювання (ОКР) і мікронапруження визначали за розширенням рентгенових ліній на дифрактограмах за методом Вільямсона–Холла) [11–13]. Якісну фазову аналізу здійснювали за відношенням інтенсивності найсильніших ліній наявних кристалічних фаз на дифрактограмах. Параметри ґратниць розраховували за формулою Вульфа–Брегґа з похибкою $\pm 0,00005$ нм. Магнетні вимірювання (питома намагнетованість насичення, коерцитивна сила, залишкова індукція) проводили за допомогою балістичного магнетометра в інтервалі полів до 800 кА/м за кімнатної температури з похибкою ± 1 А·м²/кг.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Результати рентгенових структурних і фазових досліджень, а також вимірювання магнетних властивостей КЗПС в вихідному стані та після ультразвукового оброблення в кульовому млині впродовж 5 годин показані в табл. 1 та на рис. 1–5.

Із наведених на рис. 1 і рис. 2 дифрактограм видно, що на відміну від дифрактограм вихідних КЗПС, які містять у собі лінії всіх металів-компонентів багатокомпонентних стопів, дифрактограми КЗПС після УЗО складаються лише із кількох розширених ліній. Проведена детальна аналіза дифрактограм показала, що ці лінії належать до двох фаз — ГЦК і ОЦК — параметри ґратниць яких відрізняються від параметрів ґратниць чистих металів (табл. 1). Наведені експериментальні результати свідчать про те, що УЗО в кульовому млині лише протягом 5 годин формує у КЗПС високоентропійний стан, який характеризується наявністю двох (ГЦК + ОЦК) твердих розчинів і незначної кількості оксидів металів. Про формування саме твердих розчинів у першу чергу свідчать відповідні зміни параметрів ґратниць ГЦК- і ОЦК-фаз порівняно з параметрами ґратниць чистих металів, а також зміни величини питомої намагнетованості насичення (ПНН) КЗПС після УЗО. Як видно із табл. 1, параметри ґратниць і ОЦК- і ГЦК-фаз відрізняються від параметрів ґратниць чистих заліза та міді (параметри ґратниць чистих заліза і міді рівні 0,2866 і 0,3615 нм, відповідно), а величини питомої намагнетованості насичення КЗПС після УЗО менші порівняно з відповідними величинами вихідних КЗПС (табл. 1, рис. 5, а). Необхідно зазначити, що стосовно знаку зміни параметрів кристалічних ґратниць КЗПС після УЗО ситуація дещо складніша. Справа у тому, що атоми одних металів можуть збільшувати параметри ґратниць ме-

талів-розчинників, а атоми інших — зменшувати [14]. (Наприклад, Al, Cr і Fe збільшують параметер ґратниці Cu, а Co і Ni — зменшують; Cu, Ni, Cr і Al збільшують параметер ґратниці Fe, а Co — зменшує). Це означає, що наші результати можуть лише фіксувати зміну параметрів (а значить, свідчити про формування твердих розчинів), але без певних конкретних висновків щодо причини цих змін. Варто також вказати на ще одну особливість дифрактограм оброблених ультразвуком КЗПС, а саме: ширини рентгенових ліній на дифрактограмах від цих КЗПС значно більші за відповідні ширини рентгенових ліній металів вихідних КЗПС. Це, звичайно, свідчить про те, що при УЗО вихідних КЗПС у них відбувається суттєве подрібнення структурних елементів і зменшення розмірів ОКР, а також виникненням значних мікродеформацій ґратниці і пов'язаних з ними мікронапруженнями (табл. 1).

Про формування твердих розчинів у КЗПС із різним вмістом міді після УЗО свідчать також зміни величини ПНН, адже подібні зміни напряму пов'язані із розчиненням атомів ферромагнетних металів — Al, Cr та Cu в ферромагнетних — Co, Fe та Ni (рис. 5, а). Дійсно ві-

ТАБЛИЦЯ 1. Фазовий склад, дисперсність та параметер ґратниці КЗПС на основі системи AlCoCrCuFeNi з різним вмістом міді в вихідному стані та після УЗО.

TABLE 1. Phase content, dispersion and lattice parameter of CGPM based on AlCoCrCuFeNi system with different copper content in original state and after USBM.

КЗПС	Фази	Фазовий склад, %	Дисперсність, нм	Параметер ґратниці, нм	Мікродеформація ґратниці ($\Delta d/d$)
Cu₀NiFeCoAlCr					
Вих. стан	Cu ₀ NiFeCoAlCr		100–400	–	
УЗО, 5 год	ОЦК	90	–	0,2865	0,009
	ГЦК	6	20	0,3601	
	Оксиди	4	–	–	
Cu₁NiFeCoAlCr					
Вих. стан	Cu ₁ NiFeCoAlCr		100–400	–	
УЗО, 5 год	ОЦК	60	26	0,2889	0,002
	ГЦК	36	21	0,3617	
	Оксиди	4	–	–	
Cu₂NiFeCoAlCr					
Вих. стан	Cu ₂ NiFeCoAlCr		100–400	–	
УЗО, 5 год	ОЦК	48	21	0,2864	0,001
	ГЦК	50	22	0,3598	
	Оксиди	3	–	–	

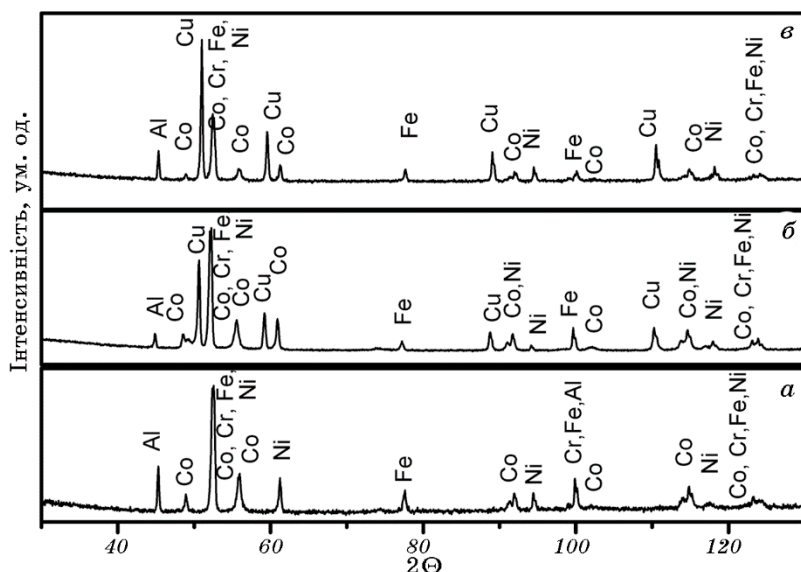


Рис. 1. Дифрактограми КЗПС AlCoCrFeNi (а), Cu₁NiFeCoAlCr (б) і Cu₂NiFeCoAlCr (в) в вихідному стані.

Fig. 1. X-ray diffraction pattern of CGPM of AlCoCrFeNi (a), Cu₁NiFeCoAlCr (b) and Cu₂NiFeCoAlCr (c) in original state.

домо, що розчинення неферомагнетних металів у феромагнетних, приводить до часткової втрати їх магнетних властивостей, у тому числі до зменшення ПНН [15]. Таким чином, на відміну від зменшення ПНН у вихідних КЗПС із ростом кількості міді, яке просто пов'язане із відповідним зменшенням вкладу від феромагнетних металів у ПНН, падіння ПНН у КЗПС після УЗО напряду пов'язане із розчиненням неферомагнетних металів у феромагнетних, тобто із формуванням у них твердих розчинів.

Варто також звернути увагу на те, що на дифрактограмах КЗПС із 1 і 2% міді (рис. 2, б і рис. 2, в, відповідно) спостерігаються дві системи ліній, що, скоріше за все, відповідають двом ГЦК-фазам із близькими параметрами ґратниць. Подібний результат спостерігали автори роботи [2, 3] на масивних стопах системи Al_xCoCrCuFeNi з різним вмістом алюмінію. Як і у згаданому випадку з літератури, можна припустити, що основною причиною формування двох ГЦК-фаз у нашому випадку є різна концентрація металів-компонентів у об'ємі зерен і на їх границях.

Ще один висновок можна зробити, виходячи із даних, наведених у табл. 1 і на рис. 1. Збільшення концентрації міді в КЗПС приводить до росту в них кількості ГЦК-фази і відповідного зменшення кількості ОЦК-фази. Така залежність кількості ГЦК-фази від

концентрації міді у вихідних КЗПС повністю узгоджується з літературними даними [3].

Наявність ГЦК-фази в КЗПС після УЗО та залежність її кількості, як і у литих стопах, від вмісту міді у вихідних сумішах ймовірно можна пояснити тим, що в процесі УЗО порошки хоча і можуть нагріватися до досить високих температур [16–18], але все ж ці температури значно нижчі тих, що розвиваються в процесі ЕІД [19], і залишаються в області діаграм твердого стану. Ця обставина відкриває міді можливість зіграти свою стабілізуювальну роль по відношенню до ГЦК-твердого розчину в процесі УЗО.

Поява оксидів у КЗПС після УЗО, як і для ВДП, одержаних ЕІД, очевидно пов'язана із окисненням металів завдяки їх взаємодії з атомами Оксигену, які виникають у результаті дисоціації і розкладу дистильованої води під впливом високих температур і кавітаційних процесів, характерних для УЗО матеріалів в ультразвуковому млині [16–19].

Кількість оксидів при цьому залишається майже незмінною, хоча, виходячи із результатів рентгенової фазової аналізи, наведених у табл. 1, все ж можна говорити про тенденцію її незначного зменшення із ростом концентрації міді у КЗПС. Напевно це можна пов'язати із високою корозійною стійкістю міді.

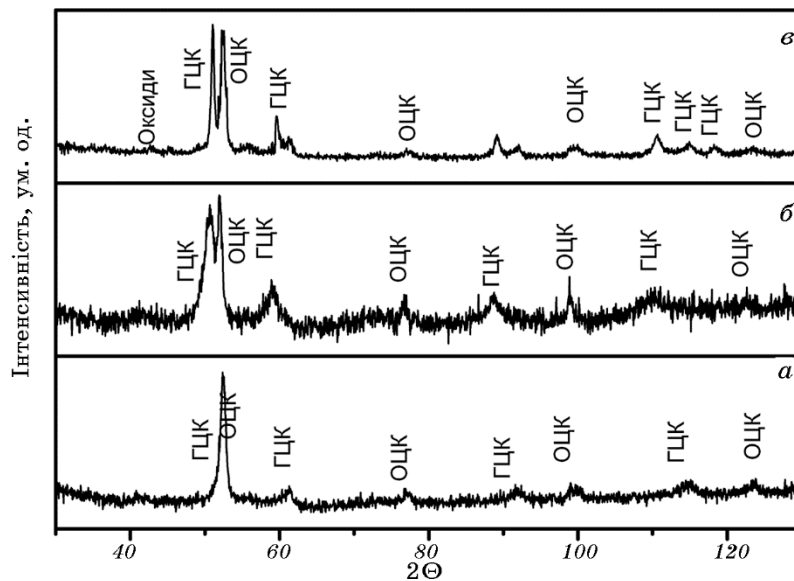


Рис. 2. Дифрактограми КЗПС AlCoCrFeNi (а), Cu₁NiFeCoAlCr (б) і Cu₂NiFeCoAlCr (в) після УЗО.

Fig. 2. X-ray diffraction pattern of CGPM of AlCoCrFeNi (a), Cu₁NiFeCoAlCr (b) and Cu₂NiFeCoAlCr (c) after UST.

Стосовно польових залежностей ПНН КЗПС як до, так і після УЗО можна сказати, що вони мають вигляд, типовий для масивних феромагнетиків (рис. 5, а): майже лінійне зростання в малих (менших за 200 кА/м) магнетних полях і поступовий вихід на насичення в великих (більших за 700 кА/м). Результати магнетних вимірювань, наведені на рис. 5, також свідчать про зростання як коерцитивної сили H_c (рис. 5, б), так і залишкової індукції B_r (рис. 5, в) КЗПС після УЗО. Як правило, таке зростання магнетних характеристик у феромагнетних матеріалах пов'язують із їх подрібненням за умов УЗО, в результаті якого змінюються розміри феромагнетних областей і рівень механічних напружень у матеріалі.

У загальному випадку, коли процес намагнетування матеріалу пов'язаний із дією різних чинників (анізотропія форми, кристалографічна магнетна анізотропія, механічні напруження), величину коерцитивної сили H_c за рахунок обертання магнетних моментів феромагнетних частинок можна оцінити за формулою [20, 21]:

$$H_c \sim aI_s + b(K/I_s) + c(\lambda\tau/I_s), \quad (1)$$

де I_s — намагнетованість насичення, K — константа кристалографічної магнетної анізотропії, λ — константа магнетострикції, τ — мікронапруження, а a , b і c — безрозмірні коефіцієнти, величина яких залежить від форми феромагнетних частинок та розподілу ча-

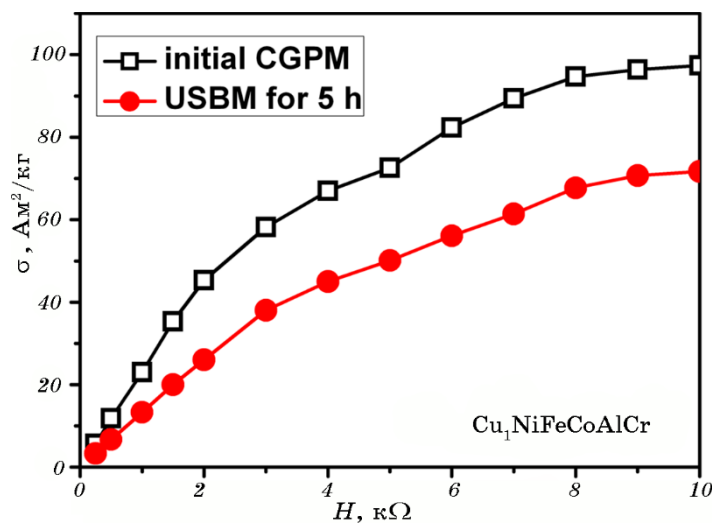


Рис. 3. Питома намагнетованість насичення КЗПС AlCoCrFeNi і $\text{Cu}_2\text{NiFeCoAlCr}$ в вихідному стані.

Fig. 3. Specific saturation magnetization CGPM AlCoCrFeNi and $\text{Cu}_2\text{NiFeCoAlCr}$ in original state.

стинок і мікронапружень в матеріалі. Безрозмірні коефіцієнти, використані в формулі (1), для ансамблів хаотично орієнтованих ізольованих феромагнетних ВДЧ сферичної форми, рівномірно розподілених у немагнетній матриці, мають наступні значення: $a = 0$, $b = 0,64$, $c \sim 3$ [20, 21]. При відсутності анізотропії форми для сферичних наночастинок ($a = 0$) в формулі (1) залишаються два вклади в коерцитивну силу — за рахунок кристалографічної магнетної анізотропії і механічних напружень.

Вклад у коерцитивну силу за рахунок обертання магнетних моментів у полі власної кристалографічної магнетної анізотропії для ВДЧ заліза, кобальту і ніклю можна оцінити за другим членом у формулі (1):

$$H_c \sim 0,64(K/I_s). \quad (2)$$

Відповідна оцінка із використанням відомих значень константи кристалографічної магнетної анізотропії і намагнетованості насичення цих металів [20–24] приводять до значень 15,4; 190 і 6,0 кА/м для заліза, кобальту і ніклю, відповідно. Якщо для КЗПС після УЗКМ проводити розрахунок коерцитивної сили (КС) не для чистих Co, Fe і Ni, а для усереднених для цих металів значень як констант магнетної анізотропії, так і ПНН, то величина КС буде близь-

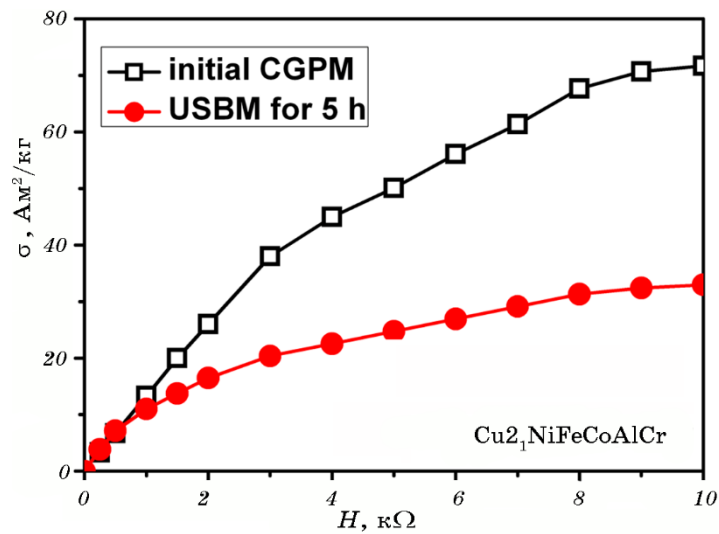


Рис. 4. Питома намагнетованість насичення КЗПС $\text{Cu}_2\text{NiFeCoAlCr}$ в вихідному стані та після УЗО.

Fig. 4. Specific saturation magnetization CGPM $\text{Cu}_2\text{NiFeCoAlCr}$ in original state and after USBM.

кою до 175 кА/м.

Для того, щоб оцінити вклад, який вносять у коерцитивну силу мікродеформації (мікронапруження), скористаємося методом Ві-

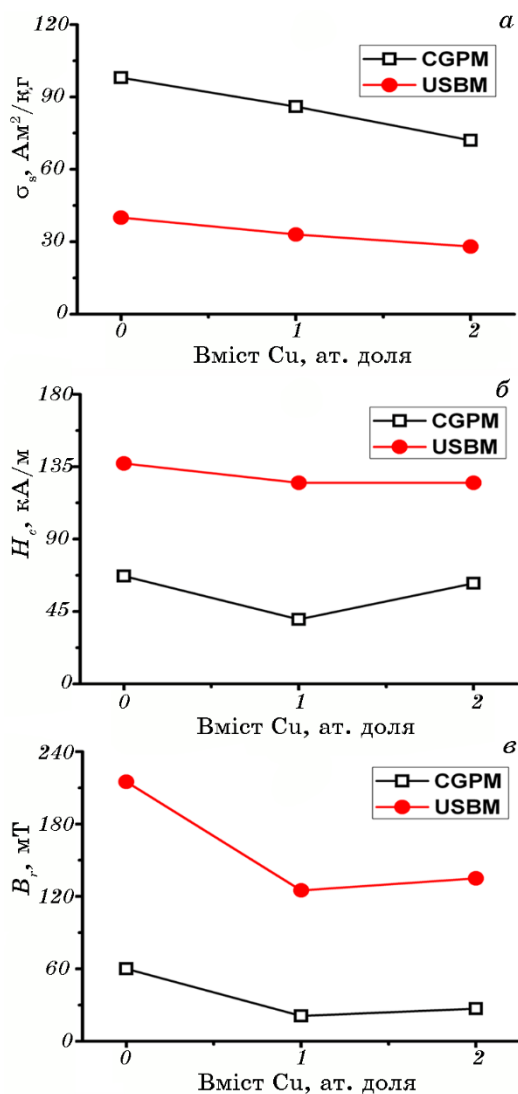


Рис. 5. Питома намагнетованість насичення (а), коерцитивна сила (б) і залишкова індукція (в) КЗПС на основі системи AlCoCrCuFeNi з різним вмістом міді у вихідному стані та після УЗО в ультразвуковому млині.

Fig. 5. Specific saturation magnetization σ_s (a), coercive force H_c (б) and residual induction B_r (в) of CGPM based on AlCoCrCuFeNi system with different copper content in the original state and after USBM.

льямсона–Холла [11–13, 23]. Відомо, що напівширина β рентгенових рефлексів на дифрактограмі, окрім інструментального розширення пов'язана із розмірами ОКР D і мікродеформаціями кристалічної ґратниці ($\Delta d/d$) наступною формулою:

$$\beta \cos \theta = \lambda / D + 4(\Delta d / d) \sin \theta, \quad (3)$$

де λ — довжина хвилі, а θ — кут дифракції рентгенових променів. Ця формула та побудова графіків залежності $\beta \cos \theta$ від $\sin \theta$ дає змогу визначити розміри ОКР і мікродеформації кристалічної ґратниці, а також їх вклади у напівширину β рентгенових рефлексів. Результати таких розрахунків поміщені в табл. 1. Ці дані показують, що має місце певна кореляція між кількістю міді у вихідних КЗПС і величиною мікродеформацій. Можливо це пов'язано із меншими значеннями модулів пружності міді у порівнянні з модулями пружності інших компонентів КЗПС. Загальне пом'якшення модулів пружності при збільшенні кількості міді в вихідних КЗПС може бути причиною зменшення мікродеформацій за тих же механічних навантажень.

Зв'язок між мікронапруженнями τ і мікродеформаціями $\Delta d/d$ задається формулою [11, 23]:

$$\tau = E(\Delta d / d), \quad (4)$$

де E — модуль Юнга. Це дає можливість оцінити мікронапруження, а також їх вклад у коерцитивну силу, користуючись третім членом із формули (1). Результати розрахунків показують, що вклади в коерцитивну силу за рахунок мікронапружень для ВЕС із різним вмістом міді знаходяться в інтервалі 35–70 кА/м.

Із проведених вище оцінок слідує, що розраховані сумарні значення коерцитивної сили, що враховують внески за рахунок кристалографічної магнетної анізотропії та мікронапружень, як правило, більші експериментальних значень (рис. 5, б). Це може бути пов'язано з кількома причинами: перемагнетуванням деякої частки високодисперсних частинок (ВДЧ) за механізмом зміщення магнетних стінок між доменами що, як правило, приводить до зменшення коерцитивної сили. Це обумовлено тим, що розміри значної частини ВДЧ можуть бути більшими за величину критичного діаметру переходу ВДЧ до однодоменого стану: для заліза, кобальту і ніклю він дорівнює 17,1, 14,2 і 60,7 нм відповідно [24]; проникненням атомів немагнетних металів в кристалеві ґратниці заліза, кобальту і ніклю, що приводить до зменшення величини константи кристалографічної магнетної анізотропії і, як наслідок, до зменшення величини напруженості магнетного поля, необхідного для перемагнічування ВДЧ; переходом деякої частини феромагнетних

частинок до суперпарамагнетного стану, для якого характерна відсутність гістерезису. Критичний діаметр D_b однодоменних феромагнетних частинок сферичної форми, нижче якого вони переходять до суперпарамагнетного стану, можна підрахувати за формулою [24, 25]:

$$D_b \cong [(150kT/\pi K)]^{1/3}, \quad (5)$$

де k — Больцманнова константа, T — абсолютна температура.

Значення діаметру переходу до суперпарамагнетного стану феромагнетних частинок заліза, кобальту і ніклю, розраховані за цією формулою, становлять 17, 8 і 27 нм, відповідно. Ці значення досить близькі до результатів обчислення дисперсності фазових складових, наведених в табл. 1, що свідчить про високу ймовірність вказаного вище переходу.

На користь такого переходу свідчить також характер польових залежностей питомої намагнетованості КЗПС до і після УЗО, наведених на рис. 3 та рис. 4. Очевидним є не лише суттєве падіння питомої намагнетованості після УЗО у порівнянні з відповідними величинами для вихідних КЗПС, а також значне зменшення нахилу кривих, що може бути пов'язане як із зміною фазового складу КЗПС, так і з суперпарамагнетизмом феромагнетних наночастинок.

Нарешті варто нагадати ще про одну причину можливого зменшення коерцитивної сили КЗПС після УЗО. Справа у тому, що формули (1) і (2) для коерцитивної сили виведені для системи ізольованих феромагнетних однодоменних частинок. В порошках, особливо у спресованих, можлива взаємодія між магнетними моментами ВДЧ, яка, як правило, теж приводить до зменшення коерцитивної сили [25–27].

4. ВИСНОВКИ

1. Ультразвуковим обробленням у кульовому млині крупнозернистих порошкових сумішей алюмінію, заліза, кобальту, міді, ніклю та хрому вперше одержано високодисперсні порошки багатоконпонентних стопів системи AlCoCrCuFeNi у високоентропійному стані із різним вмістом міді.

2. Досліджено вплив міді на фазовий склад і магнетні властивості оброблених порошків. Показано, що усі ВДП, одержані УЗКМ, знаходяться у високоентропійному стані та містять в собі два твердих розчини — ОЦК і ГЦК. При цьому кількість ОЦК-фази і величина питомої намагнетованості насичення в ВДП зменшуються зі збільшенням вмісту міді в вихідних КЗПС.

3. Показано також, що феромагнетизм одержаних ВДП обумовлений головним чином присутністю в порошках ОЦК-фази. При цьому

коерцитивна сила і залишкова індукція оброблених ультразвуком порошків значно вища, ніж у вихідних порошках, що обумовлено високою дисперсністю і мікронапруженнями в оброблених порошках.

4. Встановлено, що розходження між розрахованими і експериментальними значеннями коерцитивної сили оброблених порошків зумовлені їхнім суперпарамагнетизмом.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. J. W. Yeh, S. K. Chen, J. Y. Gan, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau, and S. Y. Chang, *Adv. Eng. Mater.*, **6**: 299 (2004).
2. C. J. Tong, S. K. Chen, J. W. Yeh, T. T. Shun, C. H. Tsau, S. J. Lin, and S. Y. Chang, *Metall. Mater. Trans.*, **36A**: 881 (2005).
3. В. М. Надутов, С. Ю. Макаренко, В. П. Волосевич, В. П. Залуцкий, *Металлофиз. новейшие технол.*, **36**, № 10: 1327 (2014).
4. А. И. Манохин, Б. С. Митин, В. А. Васильев, А. В. Ревякин, *Аморфные сплавы* (Москва: Металлургия: 1984).
5. А. В. Добромыслов, Р. В. Чурбаев, В. А. Елькин, *ФММ*, **87**, вып. 1659 (1999).
6. J. Foct, A. Kozlov, A. Perekos, and R. S. de Figueiredo, *Металлофиз. новейшие технол.*, **23**, спец. вып.: 211 (2001).
7. A. Kozlov, A. Perekos, V. Zalutskii, and A. Ustinov, *Металлофиз. новейшие технол.*, **23**, спец. вып.: 220 (2001).
8. В. Н. Мордюк and G. I. Prokopenko, *Ultrasonics*, **42**: 43 (2004).
9. V. M. Nadutov, B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, and I. S. Gavrilenko, *Ultrasonics*, **42**: 47 (2004).
10. А. О. Перекос, Б. М. Мордюк, В. З. Войнаш, В. В. Бондар, С. О. Свистунов, Д. Л. Ващук, С. Ю. Макаренко, Т. Г. Кабанцев, *Металлофиз. новейшие технол.*, **44**, 3: 311 (2022).
11. В. И. Иверонова, Г. П. Ревкевич, *Теория рассеяния рентгеновских лучей* (Москва: МГУ: 1972).
12. G. K. Williamson and W. H. Hall, *Acta Metallurgica*, **1**, No. 1: 22 (1953).
13. А. И. Гусев, *Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии* (Москва: Физматлит: 2005).
14. О. М. Барабаш, Ю. Н. Коваль, *Кристаллическая структура металлов и сплавов* (Киев: Наук. думка: 1986).
15. Р. Бозорт, *Ферромагнетизм* (Москва: Иностран. лит.: 1956).
16. Г. И. Прокопенко, К. В. Чуистов, А. В. Козлов, А. Е. Перекос, Б. Н. Мордюк, Т. В. Ефимова, В. П. Залуцкий, Н. А. Пискун, Т. В. Ружицкая, *Металлофиз. новейшие технол.*, **25**, № 2: 171 (2003).
17. А. О. Перекос, Б. М. Мордюк, В. З. Войнаш, Т. В. Єфімова, В. П. Залуцький, Т. Г. Кабанцев, Н. О. Піскун, В. В. Бондар, *Металлофиз. новейшие технол.*, **42**, № 12: 1641 (2020).
18. А. О. Перекос, Б. М. Мордюк, В. З. Войнаш, В. В. Бондар, М. О. Голяткина, В. М. Колесник, Т. Г. Кабанцев, Н. О. Піскун, *Металлофиз. новейшие технол.*, **43**, № 4: 489 (2021).
19. К. В. Чуистов, А. П. Шпак, А. Е. Перекос, А. Д. Рудь, В. Н. Уваров, *Успехи*

- физики металлов*, 4, № 4: 235 (2003).
20. С. В. Вонсовский, *Магнетизм* (Москва: Наука: 1971).
 21. Е. С. Боровик, В. В. Еременко, А. С. Мильнер, *Лекции по магнетизму* (Москва: Физматлит: 2005).
 22. С. Тикадзуми, *Физика ферромагнетизма* (Москва: Мир: 1987).
 23. М. И. Захарова, *Атомно-кристаллическая структура и свойства металлов и сплавов* (Москва: МГУ: 1972).
 24. М. В. Абрамов, С. П. Туранська, П. П. Горбик, *Металлофиз. новейшие технол.*, 40, № 4: 423 (2018).
 25. С. А. Непийко, *Физические свойства малых металлических частиц* (Киев: Наук. думка: 1985).
 26. Ч. Киттель, *Физика ферромагнитных областей* (Москва: Иностр. лит.: 1951).
 27. Т. Пейн, *Магнитные свойства металлов и сплавов* (Москва: Иностр. лит.: 1961).

REFERENCES

1. J. W. Yeh, S. K. Chen, J. Y. Gan, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau, and S. Y. Chang, *Adv. Eng. Mater.*, **6**: 299 (2004).
2. C. J. Tong, S. K. Chen, J. W. Yeh, T. T. Shun, C. H. Tsau, S. J. Lin, and S. Y. Chang, *Metall. Mater. Trans.*, **36A**: 881 (2005).
3. V. M. Nadutov, S. Yu. Makarenko, V. P. Volosevich, and V. P. Zalutskiy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 10: 1327 (2014) (in Russian).
4. A. I. Manokhin, B. S. Mitin, V. A. Vasilsev, and A. R. Revyakin, *Amorfnye Splavy* [Amorphous Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1984) (in Russian).
5. A. V. Dobromislov, R. V. Churbayev, and V. A. Elkin, *FMM*, **87**: 1659 (1999) (in Russian).
6. J. Foct, A. Kozlov, A. Perekos, and R. S. de Figueiredo, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **23**, Special Issue: 211 (2001).
7. A. Kozlov, A. Perekos, V. Zalutskii, and A. Ustinov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **23**, Special Issue: 220 (2001).
8. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Ultrasonics*, **42**: 43 (2004).
9. V. M. Nadutov, B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, and I. S. Gavrilenko, *Ultrasonics*, **42**: 47 (2004).
10. A. O. Perekos, B. N. Mordyuk, V. Z. Voynash, V. V. Bondar, Ye. O. Svystunov, D. L. Vashchuk, S. Yu. Makarenko, and T. G. Kabantsev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 3: 311 (2022) (in Ukrainian).
11. V. I. Iveronova and G. P. Revkevich, *Teoriya Rasseyaniya Rentgenovskikh Luchey* [Theory of X-rays Scattering] (Moscow: MGU Publishing: 1972) (in Russian).
12. G. K. Williamson and W. H. Hall, *Acta Metallurgica*, **1**, No. 1: 22 (1953).
13. A. I. Gusev, *Nanomaterialy, Nanostruktury, Nanotekhnologii* (Moscow: Fizmatlit: 2005) (in Russian).
14. O. M. Barabash and Yu. N. Koval, *Kristallicheskaya Struktura Metallov i Splavov* [Crystalline Structure of Metals and Alloys] (Kiev: Naukova Dumka: 1986) (in Russian).
15. R. Bozort, *Ferromagnetism* (Moscow: Inostr. Lit.: 1956) (in Russian).

16. G. I. Prokopenko, K. V. Chuistov, A. V. Kozlov, A. E. Perekos, B. N. Mordiyuk, T. V. Efimova, V. P. Zalutskiy, N. A. Piskun, and T. V. Ruzhytskaya, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **25**, No. 2: 171 (2003) (in Russian).
17. A. Ye. Perekos, B. N. Mordiyuk, V. Z. Voynash, T. V. Efimova, V. P. Zalutskiy, T. G. Kabantsev, N. O. Piskun, and V. V. Bondar, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 12: 1641 (2020) (in Ukrainian).
18. A. Ye. Perekos, B. N. Mordiyuk, V. Z. Voynash, V. V. Bondar, M. O. Holiatkina, V. M. Kolesnik, T. G. Kabantsev, and N. O. Piskun, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 4: 489 (2021) (in Ukrainian).
19. K. V. Chuistov, A. P. Shpak, A. E. Perekos, O. D. Rud', and V. M. Uvarov, *Usp. Fiz. Met.*, **4**, No. 4: 235 (2003) (in Russian).
20. S. V. Vonsovskiy, *Magnetism* [Magnetism] (Moscow: Nauka: 1971) (in Russian).
21. E. S. Borovik, V. V. Yerremenko, and A. S. Milner, *Lektsii po Magnetizmu* (Moscow: Fizmatlit: 2005) (in Russian).
22. S. Tikadzumi, *Fizika Ferromagnetisma* [Physics of Ferromagnetism] (Moscow: Mir: 1987) (in Russian).
23. M. I. Zakharova, *Atomno-Krisallicheskaya Structura i Svoystva Metallov i Splavov* [Atomic Crystalline Structure and Properties of Metals and Alloys] (Moscow: MGU: 1972) (in Russian).
24. M. V. Abramov, S. P. Turanska, and P. P. Gorbik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 4: 423 (2018) (in Ukrainian).
25. S. A. Nepyiko, *Fizicheskie Svoystva Malyykh Metallicheskiikh Chastits* [Physical Properties of Small Metallic Particles] (Kiev: Naukova Dumka: 1985) (in Russian).
26. Ch. Kittel, *Fizika Ferromagnitnykh Oblastey* [Physics of Ferromagnetic Regions] (Moscow: Science: 1971) (in Russian).
27. T. Peyn, *Magnitnye Svoystva Metallov i Splavov* [Magnetic Properties of Metals and Alloys] (Moscow: Izd-vo Inostr. Lit.: 1961) (in Russian).