ФІЗИКА І ХІМІЯ ТВЕРДОГО ТІЛА
Т. 3, № 4 (2002) С. 560-567

PHYSICS AND CHEMISTRY OF SOLID STATE
V. 3, № 4 (2002) P. 560-567

УДК 621. 762.8

ISSN 1729-4428

О.О. Васильєва, В.В. Виставкіна

Мікроструктура та властивості литих Nd-Fe-B-C магнітів, легованих міддю

Запорізький державний університет,
вул. Жуковського 66, Запоріжжя, 69063, Україна,
тел: 061-644-546, e-mail vvv@zsu.zp.ua

В роботі досліджено вплив термічної обробки та легування міддю на мікроструктуру сплавів системи Fe-Nd-B-C. Розглянуто механізми підвищення магнітожорстких характеристик. Металографічно встановлено, що після відпалу при температурі 950°C протягом однієї години усередині зерен основної магнітної фази типу $Fe_{14}Nd_2B$ з'являються дисперсні включення. Показано, що при підвищені температури відпалу коерцитивна сила зростає, а потім різко зменшується. Встановлено, що коерцитивна сила магнітів, отриманих із сплавів Fe-Nd-B-C, легованих міддю, має вищі значення порівняно з коерцитивною силою для магнітів, виготовлених із сплавів без додавання міді. Отже, додавання міді до Nd-Fe-B-C сплавів є перспективним для виробництва висококоерцитивних магнітів.

Ключові слова: постійні магніти, мікроструктура, параметри гратки, залишкова індукція, коерцитивна сила.

Стаття поступила до редакції 10.02.2003; прийнята до друку 23.08.2003.

I. Вступ

За останні десятиріччя з моменту відкриття сполуки $Nd_2Fe_{14}B$ спостерігається інтенсивне застосування постійних магнітів на основі сплавів із рідкісноземельних елементів [1]. Це обумовлено високими магнітожорсткими властивостями цієї сполуки та зниженою вартістю порівняно з Sm-Co сплавами. Як відомо, однією з найважливіших характеристик постійних магнітів є коерцитивна сила (зростання коерцитивної сили сприяє підвищенню температурної стабільності та зменшенню розмірів готових магнітів). Коерцитивна сила є структурно чутливим параметром [2], і тому, впливаючи на мікроструктуру, можна її змінювати.

Було встановлено, що добавки елементів, які модифікують границю зерна, таких як Al, Ga, та Sn ефективно впливають на коерцитивну силу [3]. Ці домішки формують немагнітні фази, які можуть магнітно ізолювати зерна основної магнітної фази при відпалах. В багатьох випадках підвищення коерцитивної сили відбувається за рахунок інших домішок (Br, Tc) [4]. В цілому мікроструктура магнітів типу Nd-Fe-B контролюється оптимізацією процесу виробництва первинного матеріалу та регулюванням режимів термічної обробки.

Більшість процесів виробництва магнітів типу Nd-Fe-B засновані на рідкофазному спіканні та спіннінгуванні розплаву з наступним зв'язуванням полімером або гарячим пресуванням подрібнених стрічок. Обидві технології включають етап обробки порошку, що в деяких випадках потребує створення спеціального обладнання для такої обробки. На сьогоднішній день існує дві системи, для яких вже у литому стані може бути отримана досить значна коерцитивна сила. Такими є системи Nd-Fe-B-C та Pr-Fe-B.

Магнітні властивості сполуки $Fe_{14}Nd_2C$ близькі до властивостей $Fe_{14}Nd_2B$ [5]. Для цієї системи можна отримати матеріал з високою коерцитивною силою після відпалу, протягом якого м'яка магнітна фаза $Fe_{17}Nd_2C_x$ трансформується за перитектичною реакцією у фазу $Fe_{14}Nd_2C$. Це перетворення дуже повільне і звичайно займає приблизно 20 днів для її завершення. Невелика кількість бору (0,05 ваг.%) підвищує температуру перетворення і значно прискорює перехід до фази $Fe_{14}Nd_2C$ [5]. Додавання невеликої кількості міді впливає на реакцію, прискорюючи її, та змінює співвідношення фаз в міжзеренному просторі, що призводить до підвищення корозійної стійкості [6]. Простота та низька вартість отримання литого матеріалу є головними перевагами цих магнітів. В роботі проаналізована мікроструктура та магнітні властивості магнітів на основі сплавів системи Fe-Nd-C-B в залежності від режимів термічної обробки.

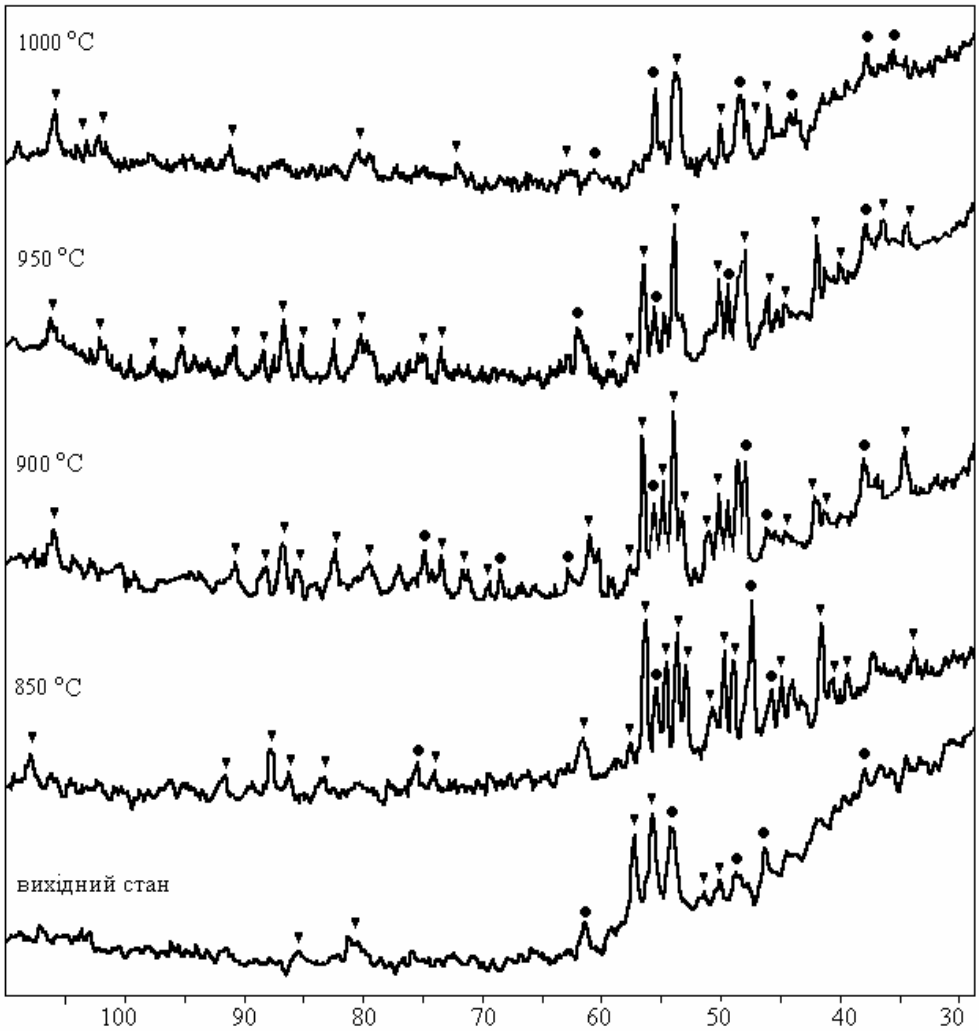


Рис. 1. Дифрактограми сплаву $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ до і після відпалу протягом 1 години (● - лінії фази Nd_2Fe_{17}, ▼ - лінії фази $Nd_2Fe_{14}C$).

II. Експеримент

Сплави з хімічним складом $Fe_{70}Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ і $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ були отримані індукційною плавкою чистих елементів в атмосфері аргону. Для дослідження структурно-фазових перетворень при термічній дії у роботі проводили ізотермічний відпал магнітів. Литі магніти виготовляли вакуумним відпалом зливків у кварцових трубках. Температура і час відпалу змінювались від 800 до 1050°C та від 1 до 70 годин, відповідно. Виміри магнітних властивостей проводилися на вібраційному магнітометрі з максимально прикладеним полем 5 Т. Фазовий склад зразків визначався рентгенографічно на дифрактометрі ДРОН-3М, з використанням випромінювання Fe-Kα. Дослідження мікроструктури магнітів проводилось на установці EPIQUANT.

III. Результати експерименту

Рентгенографічно встановлено, що в досліджуваних сплавах основною фазою є тетрагональний борид типу $Nd_2Fe_{14}(B,C)$ (φ - фаза), а також присутня фаза Nd_2Fe_{17}. На рисунку 1 наведені дифрактограми досліджуваних зразків, отриманих в Fe-Kα випромінюванні.

Аналіз показав, що на дифрактограмах відпалених зразків більшість дифракційних максимумів ідентифікується як φ – фаза, тоді як у вихідному стані більшість ліній належить фазі Nd_2Fe_{17}. Відпал сприяє формуванню фази $Nd_2Fe_{14}C$. Після відпалу при більш високих температурах (900-950°C) дифракційна картина залишається ідентичною попередній. Збільшення температури відпалу до 1000°C викликало ріст інтенсивностей дифракційних максимумів від гратки φ-фази. Збільшення інтенсивностей ліній може бути пояснене збільшенням об'ємної частини φ-фази. Подальше підвищення температури спікання (до 1000°C) призвело до перерозподілу інтенсивностей ліній: збільшилась інтенсивність ліній основної фази на віддалених кутах дифракції. Така зміна інтенсивностей може пояснюватися появою текстури зразка, або збільшенням розмірів зерен цієї фази. Змін фазового складу в усьому досліджуваному інтервалі температур відпалу не виявилося.

У роботі були розраховані параметри гратки

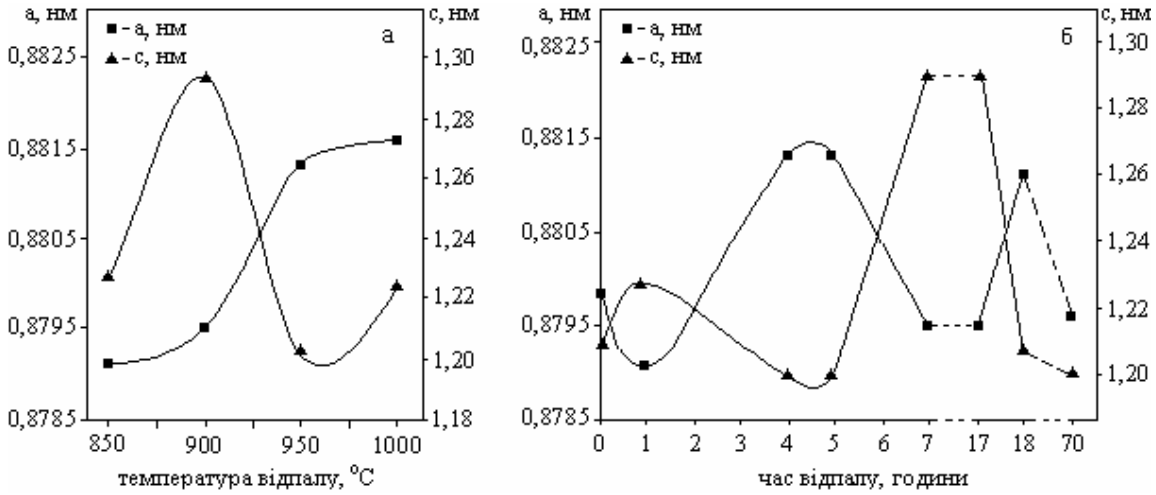


Рис. 2. Залежність параметрів гратки основної магнітної фази від температури (а) відпалу та часу (б) для магнітів складу $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$.

основної фази (φ-фази) досліджуваних сплавів. Для розрахунку вибиралися лінії дифракції, які однозначно ідентифікуються і отримані на віддалених кутах дифракції 2θ. Розрахунки параметрів гратки основної фази в досліджуваних сплавах і помилка вимірів наведені в таблиці. Параметри гратки основної магнітної фази $Nd_2Fe_{14}(B,C)$, експериментально отримані в роботі, корелюють з даними, які вказані у літературі [7], хоча параметр *c* після відпалу дещо більший ($a_{табл}$ = 0,8972 нм, $c_{табл}$ = 1,2190 нм). За значеннями параметрів гратки основної фази для досліджуваних сплавів можемо зробити висновок, що концентрація неодиму в сплаві без термічної обробки завищена порівняно із вмістом неодиму в основній фазі $Nd_2Fe_{14}(B,C)$[8].

Зміна параметрів ґратки основної фази при збільшенні температури і часу відпалу для сплаву $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ показана на рисунку 2а та 2б, відповідно. Під час відпалу протягом однієї години значення параметру *c* зростає, що вказує на розчинення Nd у фазі $Nd_2Fe_{14}(B,C)$ [8]. Вважається, що мідь не розчиняється в гратці основної магнітної фази, а концентрується в міжзеренному просторі у вигляді кубічних фаз Лавеса та фаз, які існують у потрійній системі Nd-Fe-Cu [3]. Наприклад, при додаванні міді у кількості 1,2 ат.% у сплав $Fe_{72}Cu_{1,2}Nd_{18,1}Al_1B_{6,7}$ в міжзеренному просторі формуються фази NdCu та $Nd_6Fe_{13}Cu$ [9]. Але у роботі [10] показано, що для сплаву $Pr_{20}Fe_{72,5}Co_{0,5}Cu_2B_5$ мідь розчиняється у матричній фазі у кількості < 0,4 ат.%. Тому можна припустити, що у досліджуваних сплавах мідь також розчиняється у гратці основної магнітної фази, що корелює зі змінами параметрів гратки фази $Nd_2Fe_{14}(B,C)$.

При збільшенні тривалості відпалу надлишковий Nd виділяється з основної фази, про що свідчить зміна параметрів ґратки а і с (*a* зростає, *c* знижується). Виходячи з опублікованих даних для сплаву подібного складу [11], можна припустити, що неодим та мідь виділяються у вигляді дисперсної фази на основі Nd усередині зерен матричної фази. Розміри цієї дисперсної фази, за літературними

Таблиця.

Експериментально отримані значення параметрів ґратки фази $Nd_2Fe_{14}(B,C)$ сплавів складу $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$.

Умови відпалу Температура / час (°С / години)	*a*, нм	*c*, нм	Δ *a*, нм	Δ *c*, нм
Вихідний стан	0,8799	1,2171	0,0007	0,0008
850/1	0,8791	1,2274	0,0009	0,0009
850/4	0,8813	1,2027	0,0010	0,0010
850/5	0,8813	1,2027	0,0009	0,0010
850/7	0,8795	1,2933	0,0008	0,0009
850/17	0,8795	1,2933	0,0009	0,0007
850/18	0,8811	1,2102	0,0010	0,0010
850/70	0,8796	1,2010	0,0008	0,0009
900/1	0,8795	1,2933	0,0010	0,0009
950/1	0,8813	1,2026	0,0010	0,0010
1000/1	0,8816	1,2242	0,0010	0,0010

даними [5], складають декілька нанометрів, внаслідок чого методом оптичної металографії вони не виявлені. Збільшення коерцитивної сили (до 860 кА/м) для зразків, відпалених протягом п'яти годин підтверджує це припущення: дисперсні включення ефективно гальмують рух доменних границь. Зі зростанням тривалості відпалу (з 7 до 17 годин) параметр c знову підвищується, параметр a спадає, що може бути пов'язано з повторним розчиненням Nd та, можливо, Cu в матричній фазі як із середини зерна, так і з його границь.

На рисунку 3а та 3б показана залежність магнітних властивостей (H_c, B_r) від температури відпалу для сплавів $Fe_{70}Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ та $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ відповідно. В інтервалі температур 850-1000°C коерцитивна сила сплаву $Fe_{70}Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ практично не змінюється. З рисунків видно, що при температурі 950°C коерцитивна сила легованого міддю сплаву має вищі значення у порівнянні зі сплавом без легування міддю. У вихідному стані сплав $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ є магнітном'яким (має дуже малу коерцитивну силу, H_c = 7 кА/м), і тільки після відпалу в інтервалі температур 800-1050°C протягом декількох годин була досягнута значна коерцитивна сила. При рості температури відпалу від 800 до 1050°C коерцитивна сила магнітів змінювалася в інтервалі значень від 63 кА/м до 390 кА/м, відповідно. Починаючи з 800°C, коерцитивна сила H_c різко зростає до максимального значення 880 кА/м при температурі відпалу 950°C, а потім спадає при більш високих температурах.

Залишкова індукція магнітів складу $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ змінювала свої значення тільки в інтервалі 0,53 Т - 0,58 Т, тоді як для магнітів складу $Fe_{70}Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ залишкова індукція мала значення від 0,35 Т до 0,58 Т. Ріст коерцитивної сили після відпалу при температурі 950°C для магнітів, що не містять мідь, супроводжувався невеликим спадом залишкової індукції (рис. 3а). Навпроти, для легованих міддю магнітів невеликий ріст залишкової індукції відповідав різкому збільшенню коерцитивної сили при температурі відпалу 950°C (рис. 3б). Залежність магнітних властивостей від часу відпалу для магнітів складу $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ представлена на рис. 4.

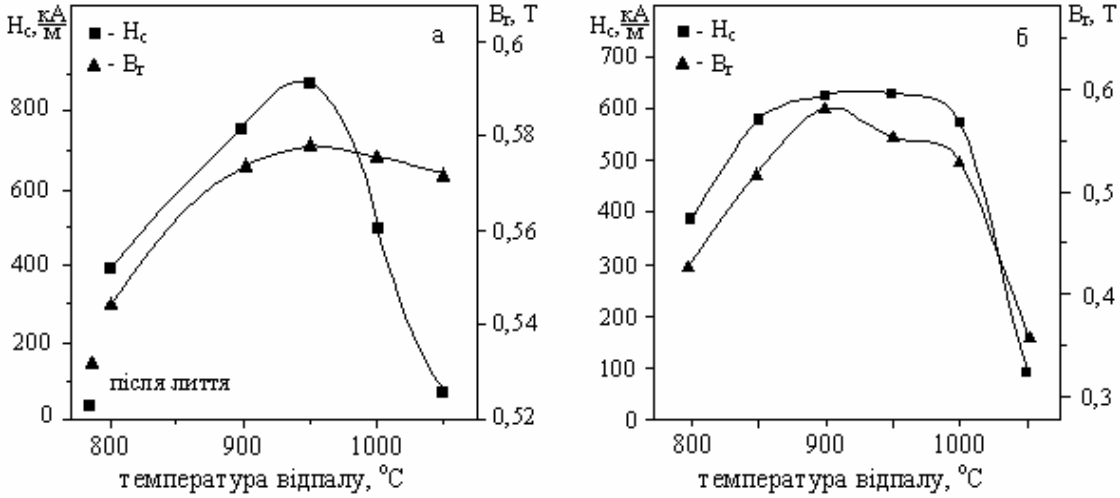


Рис. 3. Залежність коерцитивної сили та залишкової індукції від температури відпалу для магнітів складу: а - $Fe_{70}Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$; б - $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$.

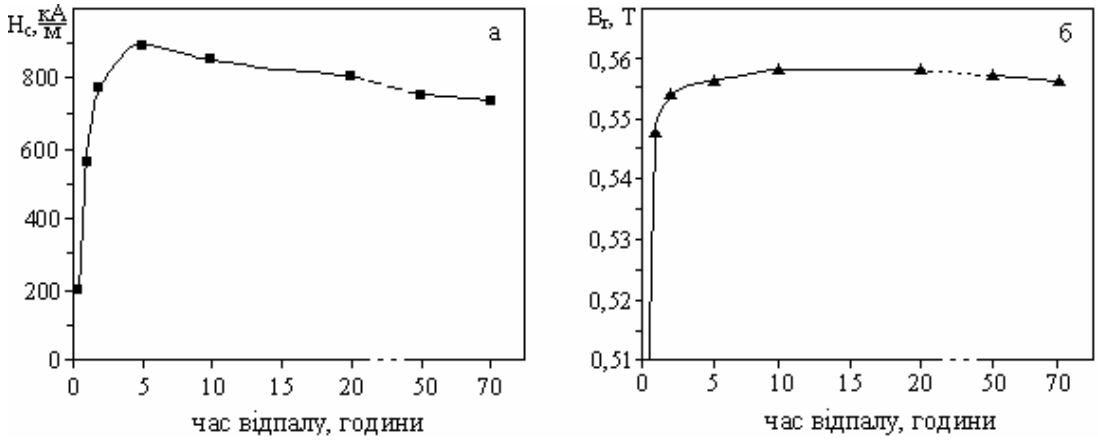


Рис. 4. Залежність коерцитивної сили (а) та залишкової індукції (б) від часу відпалу для магнітів складу $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$.

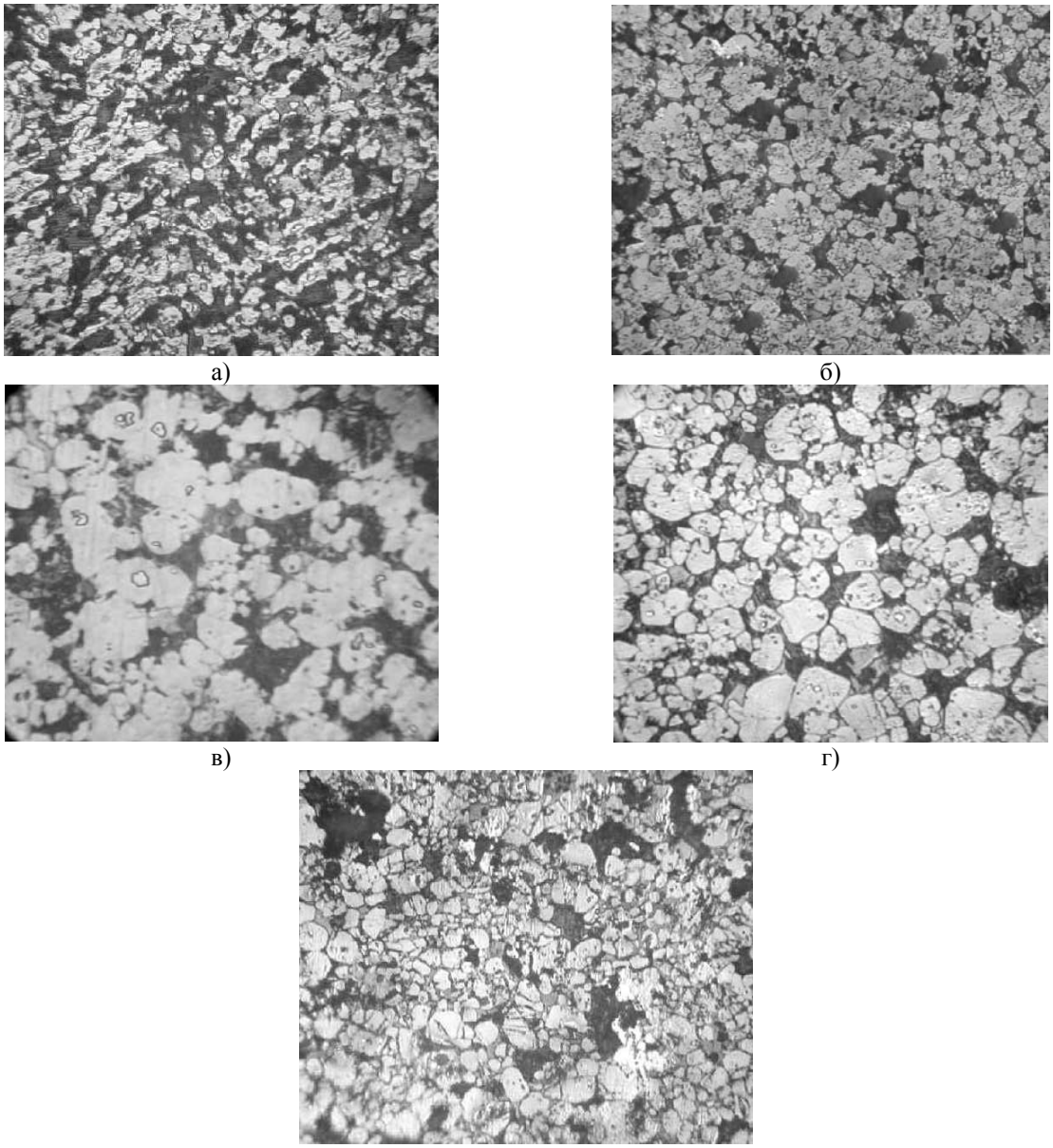
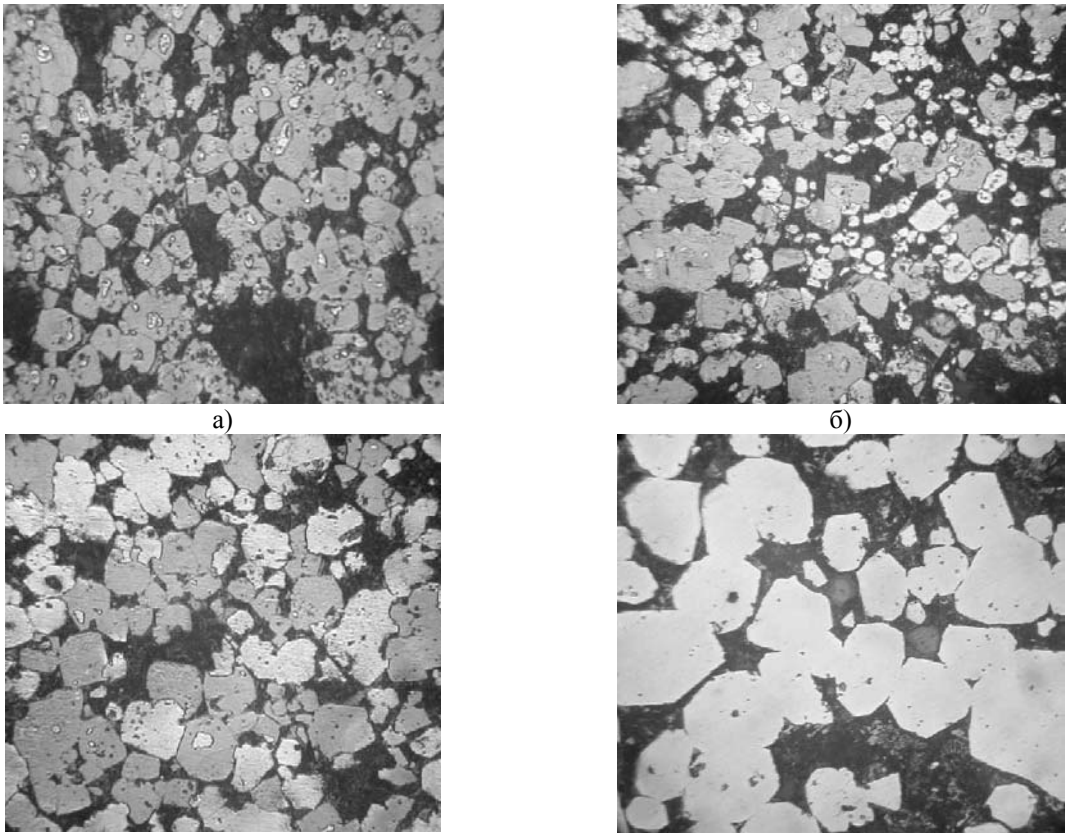


Рис. 5. Мікроструктура магнітів складу $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ у вихідному стані та після відпалу при температурі 850°С протягом: а) вихідний стан, б) 1 години, в) 7 годин, г) 17 годин, д) 70 годин (х 315).

За даними металографічного аналізу, у вихідному стані зразків спостерігалися області з різним травленням. Області, що займають основний об'єм являють собою фазу типу $Nd_2Fe_{14}(B,C)$ з чітко вираженими границями. При кристалізації з розплаву у Fe-Nd-C-B сплаві формується дисперсна структура, яка являє собою витягнуті у напрямку тепловідводу зерна (рис. 5а). Ці продовгуваті зерна стають рівновісними під час відпалу. Відмічається присутність фази, збагаченої неодимом (зерна темно-сірого кольору), яка розподіляється навколо зерен основної магнітної фази, ізолюючи її зерна, і сприяє формуванню висококоерцитивного стану.

Металографічний аналіз показав, що в процесі відпалу при постійній тривалості (1 година) зі збільшенням температури до 950ºС зерно фази $Nd_2Fe_{14}C$ "очищується", границі зерен набувають більш правильної форми. Збагачена неодимом фаза "збирається" по границях зерен. Після відпалу протягом 5 годин відбуваються аналогічні зміни (рис. 6) Максимальна коерцитивна сила досягається при температурі відпалу 900°С (880 кА/м для магнітів складу $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$). Мікроструктура при цьому є оптимальною з точки зору магнітних властивостей: рівноосні зерна з чіткими границями розподілу. При підвищенні температури відпалу зерна втрачають рівноосність та різко збільшуються, границі не чіткі, коерцитивна сила спадає. Тобто зміна інтенсивностей ліній основної фази на віддалених кутах дифракції після відпалу при температурі 1050°С пояснюється ростом зерен цієї фази.



а) б) в) г)

Рис. 6. Мікроструктура сплавів складу $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ після відпалу протягом 5 годин при температурі: а – 900°С; б – 950°С 4; в – 1000°С; г – 1050°С. (х315).

Вплив тривалості відпалу на мікроструктуру сплаву добре простежується при ізотермічній температурі 850ºС. При тривалості відпалу від 1 до 7 годин зерна "очищуються", збільшуються за розмірами, є рівноосними з чіткими та тонкими границями розподілу (рис. 5). Коерцитивна сила досягає свого максимального значення для цієї температури відпалу (848 кА/м). Збільшення часу відпалу призводить до виділення неодиму та бору з фази $Nd_2Fe_{14}(B,C)$, мікронапруги зерен зменшуються, про що свідчить збільшення границь зерен фази. Всередині зерен та на границях з'являються точкові включення. Коерцитивна сила при цьому підвищується. Подальше збільшення часу відпалу призводить до "розмазування" границь, з'являються зерна витягнутої форми. Об'єм феромагнітної фази зменшується, а кількість зернограничної фази зростає, що призводить до спаду H_c (800 кА/м). Підвищення тривалості відпалу (до 18 годин) сприяє зменшенню напруг, параметри гратки приймають вихідне значення (рис. 2). Розмір зерна збільшується, зерна очищуються, проте об'єм зернограничних фаз не змінюється, в міжзеренному просторі візуально фіксуються пори, включення інших фаз, які можуть виступати джерелом утворення доменів зворотного знаку. Коерцитивна сила при цьому незначно спадає (760 кА/м). Тривалий відпал (70 годин) при 850°С не призводить до росту зерен. Навпаки, відпал при температурі 850°С протягом 70 годин призводить до подрібнення зерен, так що фінальна мікроструктура складається з дрібних зерен в основному фази $Fe_{14}Nd_2C$ (рис. 5д).

Найбільш оптимальна структура з точки зору магнітних властивостей формується при температурі відпалу 900°С (мінімальна доля зернограничної фази, найбільш чисті зерна). При цій температурі параметр *c* різко підвищується, що може свідчити про розчинення основних та домішкових елементів у об'ємі матричної фази. Коерцитивна сила при цьому має максимальне значення (640 кА/м), механізми її формування пов'язані із затримкою утворення зародків перемагнічування.

З наведених вище результатів досліджень видно, що підвищення коерцитивної сили відбувається за рахунок оптимізації мікроструктури. В легованих міддю сплавах рівномірно розподілена міжзеренна фаза ефективно знижує взаємодію зерен основної фази. Кращий розділ та ізоляція зерен основної фази призводить до підвищення коерцитивної сили. Додатковою причиною можуть бути правильні чіткі тонкі границі зерен основної фази, що зменшує кількість дефектів мікроструктури на поверхні взаємодії основної фази, і, таким чином, знижується можливість зароджування зворотних доменів (доменів з протилежною намагніченістю). Однак, відпал при більш високих температурах призводить до надмірного росту зерен в цих магнітах. Великі зерна мають низьку коерцитивну силу та перемагнічуються легше, ніж інші зерна, тобто менш гомогенна мікроструктура призводить до спаду коерцитивної сили.

Отже, за рахунок оптимізації комплексу

технологічних параметрів отримання та подальших термообробок магнітів (оптимізація часу і температури відпалу) можна досягнути підвищення магнітних характеристик сплавів системи Fe-Cu-Nd-C-B. Легування міддю підвищує коерцитивну силу сплаву $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ до 880 кА/м, а залишкову індукцію до 0,58 Т при відпалі протягом 5 годин при температурі 800-1000°С. При відпалах постійних магнітів $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ відбуваються процеси розчинення основних та домішкових елементів, які призводять при температурах відпалу 850-900°С до утворення оптимальної структури з точки зору магнітних властивостей. Збагачена неодимом фаза в основному знаходиться в міжзеренних границях і сприяє формуванню висококоерцитивного стану. При збільшенні температури відпалу (до 1050°С) для сплаву $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ спостерігається зміна параметрів ґратки основної фази: параметр с при відпалі при температурі 900°С досягає максимального значення, а параметр а має мінімум, тобто тетрагональність ґратки основної магнітної фази підвищується.

Отже, проаналізувавши мікроструктуру досліджуваних сплавів у залежності від часу та температури відпалу, та виходячи з відомих механізмів утворення високих значень коерцитивної сили [12], можна припустити, що підвищення коерцитивної сили сплаву $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9,5}B_{0,5}$ відбувається як за рахунок пригнічення утворення зворотних доменів, так і за рахунок гальмування руху доменних стінок на включеннях всередині зерна основної магнітної фази.

Васильєва О.О. – кандидат фізико-математичних наук, доцент, декан факультету підготовчого відділення;
Виставкіна В. В. – аспірант.

[1] Rob H.J. Fastenau, Evert J. van Loenen. Applications of rare earth permanent magnets // *J. of Mag. and Mag. Mater.,* **157**, **158**, pp. 1-6 (1996).
[2] A.S. Kim and F.E. Cam. Design of high coercivity ReFeNd permanent magnes *// Proc. of 14th Int. Workshop on RE Magnets and their Applications, 1-4 Sept., Sao Paulo, Brazil,* pp. 678-688 (1996).
[3] A. Yan, X. Song, Z. Chen, X. Wang. Characterization of microstructure and coercivity of Nd-Fe-B magnets with Ti and Al or Cu addition // *J. of Mag. and Mag. Mater.,* **185**, pp. 369-374 (1998).
[4] K. Kort. Principle and practical limitations on the remanence and energy product of $Nd_2Fe_{14}B$ magnets *// Proc. of 14th Int. Workshop on RE Magnets and their Applications, 1-4 Sept., Sao Paulo, Brazil,* pp. 47-56 (1996).
[5] K. Fritz, B. Reinsch and G. Petzow. As-cast magnets in the system Nd-Fe-Cu-C-B // *Proc. of 13th Int. Workshop on RE Magnets and their Applications, 1-4 Sept., Birmingham, UK,* pp. 493-501 (1994).
[6] J. Fidler, J. Bernardy, T. Schrefl and H. Kronmuller. The influence of secondary phase on coercivity and remanence in rare earth – iron based magnets. // *8th Int. Symposium on Magnetic Anisotropy and Coercivity in RE-TM Alloys, 15 Sept., Birmingham, UK,* pp. 385-405 (1994).
[7] Ю.Б. Кузьма, Н.Ф. Чабан. *Двойные и тройные системы, содержащие бор.* Металлургия, М. 320 с. (1990).
[8] E. Vasilyeva,G. Brecharya. Relation between the magnetic properties of $Nd_{16}Fe_{76}B_8$ magnets and homogenity of the $Nd_2Fe_{14}B$ phase // *J. Mat. Letters,* **35**, pp. 10-17 (1998).
[9] M. Ferrante, V. Sinka, L. Olivera, O.B.G. Assis. Microstructural development of hot deformed NdFeB(Cu,Nb) magnets // *Proc. of 13th Int. Workshop on RE Magnets and their Applications, 1-4 Sept., Birmingham, UK,* pp. 655-661 (1994).
[10] A. Kianvash. Magnetic and microstructural studies on a Pr-Fe-Co-B-Cu cast magnetic alloy // *Proc. of 13th Int. Workshop on RE Magnets and their Applications, 1-4 Sept., Birmingham, UK,* pp. 913-921 (1994).
[11] D.H. Ping, K. Hono, H. Kanekiyo and S. Hirosawa. Mechanism of grain size refinement of $Fe_3B/Nd_2Fe_{14}B$ nanocomposite permanent magnet by Cu addition // *J. Appl. Phys.,* **85**(4), pp. 2448-2450 (1999).
[12] И.Б. Кекало, Б.А. Самарин. *Физическое металловедение прецизионных сплавов*. Наука, М. 450 с. (1989).

E. Vasilyeva, V. Vystavkina

Microstructure and properties of Cu-doped Nd-Fe-B-C ingot magnets

Zaporozhye State University, 66, Zukovskiy Str., Zaporozhye, 69063, Ukraine,
e-mail: vvv@zsu.zp.ua

The heart treatment influence on microstructure and magnetic properties of $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9.5}B_{0.5}$ cast alloy has been investigated. For $Fe_{68}Cu_2Nd_{20}C_{9.5}B_{0.5}$ and $Fe_{70}Nd_{20}C_{9.5}B_{0.5}$ alloys preparation constituent elements were induction melted under argon atmosphere. Magnetic measurements were carried out on sintered samples. The effect of the Cu addition and annealing treatment on the microstructures and their mechanism of improving the hard magnetic properties of these alloys was investigated. Metallography studies showed that after annealing at 950°C for 1 hour the dispersed inclusion are appeared in the center of the main magnetic phase grains. After annealing at 1050°C the abnormal grain growth occurred. The values of coercivity were found to increase sharply with increasing annealing temperature up to 950°C and than decreased slightly. Thus it seems the microstructure is optimal from magnetic properties point of view after isothermal annealing during one hour at 950°C. It was found that coercivity of magnets produced from alloy with Cu addition is considerably higher than H_c values for magnets without Cu addition. Thus the Cu addition to Nd-Fe-B materials appears to be a promising way for highcoercivity magnets preparation.