

УДК. 669.788

В.Федоров¹, докт.техн.наук; А.Тростянчин¹, канд.техн.наук; Я.Замора²¹Фізико-механічний інститут ім. Г.В.Карпенка НАН України,²ВСП Бережанський агротехнічний інститут НАУ**ЗАСТОСУВАННЯ ВОДНЮ В ПРОЦЕСАХ ОБРОБКИ ПОСТІЙНИХ МАГНІТІВ НА ОСНОВІ РІДКІСНОЗЕМЕЛЬНИХ МЕТАЛІВ**

Проаналізовано основні інтерметалічні сполуки рідкісноземельних металів (РЗМ), які пропонуються для застосування в якості постійних магнітів з підвищеними значеннями експлуатаційних характеристик. На основі проведених експериментальних досліджень показано, що застосування водню як технологічного середовища в процесі їх подрібнення і хіміко-термічної обробки, дозволяє покращити підймальну силу магнітів.

V. Fedorov, A. Trostyanchyn, J. Zamora**APPLICATION OF HYDROGENIUM IN PROCES OF TREATMENT PERMANENT MAGNETS ON BASIS OF RARE METALS**

The principle intermetallic compounds of rare earths proposed for the use as permanent magnets with enhanced operation characteristics have been analysed. As shown by the performed studies, the use of hydrogen as working environment during pulverisation and thermochemical treatment, allows improving magnet power.

Вступ

Магнітні властивості перехідних металів і сплавів розділяють на дві групи - залежні і незалежні від їх фазово-структурного стану. Зокрема, коерцитивна сила і магнітна проникність пов'язані з намагнічуванням матеріалу, а температура точки Кюрі і константа магнітострикції зумовлені температурною зміною атомного магнітного порядку. Відомо [1], що в системі феромагнітний метал-водень змінюється і абсолютна величина спонтанної намагніченості, і її температурна залежність (значення точки Кюрі T_c). Встановлено [2], що водень впливає на дифузійні процеси в системі Me-H, внаслідок чого пришивиджується самодифузія, взаємодифузія та процеси атомного впорядкування. При цьому під впливом розчиненого водню зростає ступінь атомного порядку в сплавах, що може привести до формування таких впорядкованих структур, які відсутні на рівноважній діаграмі стану. Оскільки магнітні матеріали - це, в основному, подвійні або потрійні сплави на основі перехідних металів, то, провівши водневу обробку на атомне впорядкування, можна цілеспрямовано змінити їх фізико-хімічні властивості. Крім того, магнітні сплави розділяють за формою петлі гістерезису (крива технічного намагнічування) [3]. Це магнітотверді сплави, які характеризуються великим значенням коерцитивної сили H_c і використовуються для виготовлення постійних магнітів, і магнітом'які сплави, для яких характерне низьке значення H_c і малі втрати на гістерезис. Слід відзначити, що важливою магнітною характеристикою феромагнетиків є залишкова індукція B_r , знаючи яку і H_c , можна розрахувати магнітну енергію, як добуток (ВН), і підймальну силу постійного магніту.

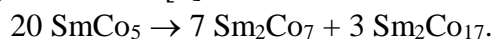
Встановлено [1], що наявність розчиненого водню у d- перехідних металах приводить до послаблення їх феромагнетизму внаслідок зменшення кількості некомпенсованих d-електронів. У випадку рідкісноземельних металів вплив водню неоднозначний - спостерігається як зростання, так і зменшення температури точки Кюрі і середнього магнітного моменту. Таким чином, змінюючи умови наводнювання феромагнітних матеріалів, можна керувати їх магнітними характеристиками.

Стан проблеми

Раніше обробку магнітних матеріалів в атмосфері водню проводили лише з метою їх очищення від домішок відпалом за високих температур (1100-1300⁰С). Однак, з розробкою нових постійних магнітів на основі РЗМ виникла можливість застосування водню і як технологічного середовища, у якому можна проводити їх подрібнення (внаслідок гідридного окрихчення), змінюючи одночасно фазово-структурний стан з метою покращення експлуатаційних характеристик.

Рідкісноземельні магніти, основою яких є самарій і неодим, вперше були отримані на початку 1970-х років. Причому сплави на основі системи Sm-Co володіють високими значеннями намагніченості насичення, коерцитивної сили, термічною і корозійною стійкістю. Основний їх недолік – висока вартість Sm і Co, що обмежує їх широке промислове впровадження. На сьогодні найбільш перспективними є магніти на основі системи Nd-Fe-B. Їх основна перевага – найвище серед всіх відомих феромагнетиків значення енергетичного добутку $(BH)_{\max}$ (до 50 МГс · Е), що майже у чотири рази вище, ніж у найкращих магнітів типу альніко (сплави Al-Ni-Co). Однак це не межа – з теоретичних розрахунків випливає, що для магнітів цього класу максимальна величина магнітної енергії може скласти 60-70 МГс · Е. Крім того, визначальною перевагою магнітів системи Nd-Fe-B є відносно низька ціна в перерахунку на одиницю магнітної енергії порівняно з іншими типами магнітних матеріалів (табл. 1).

Система самарій – кобальт. Згідно з діаграмою стану системи Sm-Co [4] в ній утворюється сім інтерметалічних сполук: Sm₃Co, Sm₉Co₄, SmCo₂, SmCo₃, Sm₂Co₇, SmCo₅ і Sm₂Co₁₇. Для фаз Sm₂Co₁₇ і Sm₂Co₇ характерне явище поліморфізму. Сполуки SmCo₃ і Sm₂Co₁₇ утворюються з розплаву, решта сполук - за перитектичними реакціями. За повільного охолодження гомогенність сплавів системи Sm-Co погіршується, внаслідок чого у багатокомпонентних сплавах на її основі можуть сформуватися і існувати за кімнатної температури дві (і більше) впорядковані структури. Так, сполуки Sm₂Co₁₇ і SmCo₅ гомогенні за високих температур, і вище 700 °С їх склади відповідають стехіометричним. При вказаній температурі сплав SmCo₅ зазнає евтектоїдного розпаду за схемою [5]:



Таке фазове перетворення характерне для всіх сполук типу RCo₅, де R – рідкісноземельний метал.

Таблиця 1 - Основні характеристики найбільш відомих магнітних матеріалів [6]

Матеріал	$(BH)_{\max}$, МГс·Е	B_r , Тл	H_c , кЕ	Ціна, \$ за 1 кг	Ціна, \$ на одиницю $(BH)_{\max}$
Кераміка (ферит)	3	0,4	2,4	1,0-2,5	0,3-0,85
Al-Ni-Co	9	1,35	1,4	44,1	4,9
Sm – Co	20	1,05	9,2	250-500	12,5-25,0
Nd-Fe-B	50	1,42	12,5	70-150	1,4-3,0

Перші рідкісноземельні магніти були отримані на основі сполуки SmCo₅, яка має намагніченість насичення 1,14 Тл, температуру точки Кюрі T_c 720 °С і магнітну енергію $(BH)_{\max}$ біля 20 МГс·Е. Інтерметалід Sm₂Co₁₇ володіє вищими залишковою намагніченістю та температурою Кюрі – відповідно 1,25 Тл і 925 °С [7]. Оскільки температури формування цих структур близькі між собою, то в сплавах системи Sm-Co практично завжди утворюються дві феромагнітні інтерметалічні сполуки, що дає можливість отримати магнітотверді магніти з високими значеннями коерцитивної сили, залишкової намагніченості та магнітної енергії (рис.1). Так, постійні магніти на основі сплаву Sm-Co з домішками Fe, Cu та Zr, в якому

основна фаза $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ оточена домішковою типу SmCo_5 , мають магнітну енергію біля $33 \text{ МГс}\cdot\text{Е}$ [8].

Гістерезисні властивості (див. рис.1) і структура промислових самарій-кобальтових сплавів тісно пов'язані з їх хімічним складом і режимами термічної обробки. Встановлено [9], що витримка при $650\text{-}750 \text{ }^\circ\text{C}$ різко знижує коерцитивну силу пресованих, спечених і монокристалічних магнітів зі сплаву SmCo_5 , що зумовлено виділенням сполуки $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ у вигляді прошарків границями зерен. Показано, що такий фазовий розпад твердих розчинів на основі сполуки SmCo_5 є однією з основних причин зміни коерцитивної сили постійних магнітів, виготовлених на її основі. Слід відзначити, що промислове використання самарій-кобальтових магнітів обмежене їх високою собівартістю, внаслідок чого вони застосовуються лише в області підвищених температур ($150\text{-}500^\circ\text{C}$).

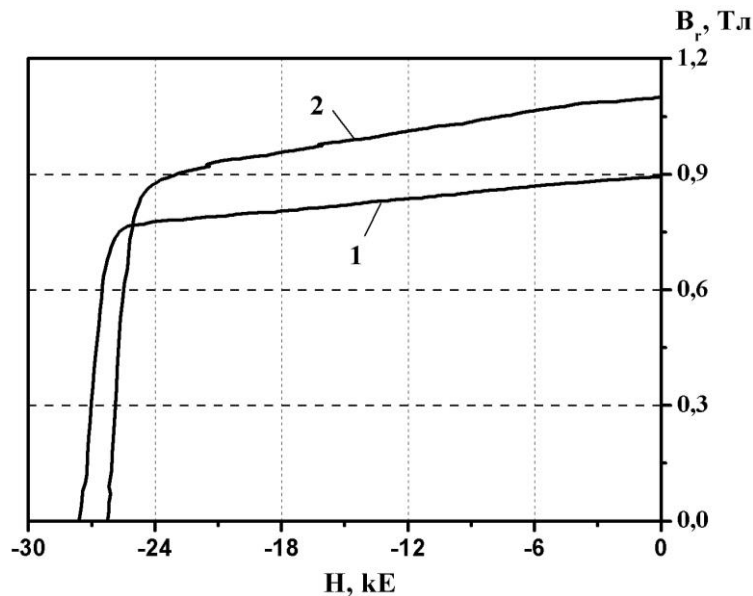


Рисунок 1 - Криві розмагнічування промислових магнітів на основі сполуки SmCo_5 (сплав КС37) (1) і $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ (сплав КС25) (2) [10].

Система неодим–залізо–бор. Наукові дослідження, які проводяться сьогодні, спрямовані переважно на розробку порошкових рідкісноземельних постійних магнітів на основі інтерметалічних сполук РЗМ та заліза, основним представником яких є сплави системи Nd-Fe-B , які володіють коерцитивною силою до 20 кЕ і максимальною магнітною енергією порядку $45\text{-}50 \text{ МГс}\cdot\text{Е}$ [6]. Дослідження фазової рівноваги у потрійній системі Nd-Fe-B свідчить про наявність в ній трьох впорядкованих структур: Φ - $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, η - $\text{Nd}_{1,1}\text{Fe}_4\text{B}_4$ і ρ - $\text{Nd}_3\text{Fe}_2\text{B}_6$ (рис.2) [11]. При цьому найбільш багатою залізом (до $80 \text{ ат. } \%$) є Φ -фаза $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$. Її феромагнітні властивості за коерцитивною силою, залишковою індукцією та магнітною енергією суттєво перевищують аналогічні показники самарій-кобальтових сплавів, що дозволяє виготовляти з неї високоефективні постійні магніти типу “неомакс” [6].

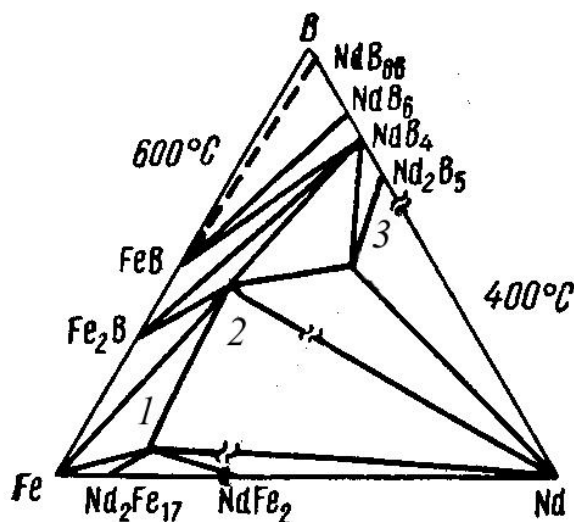


Рисунок 2 - Фрагмент діаграми фазового стану системи Nd-Fe-B [11]. 1 – $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$; 2 – $\text{Nd}_{1,1}\text{Fe}_4\text{B}_4$; 3 – $\text{Nd}_5\text{Fe}_2\text{B}_6$.

Основна Ф-фаза складає 85-90 % об'єму таких магнітів. Вона має тетрагональну структуру, а її елементарна комірка містить 68 атомів. Ця фаза має розмір зерен порядку 10-20 мкм (однодоменні частинки) [12]. Збагачена бором η -фаза $\text{Nd}_{1,1}\text{Fe}_4\text{B}_4$ парамагнітна і має такий же розмір зерен, а фаза, збагачена неодимом, немагнітна і виявлена на границях зерен (вміст неодиму в ній коливається від 50 до 95 %). Там же розташована збагачена залізом фаза NdFe з ОЦК-структурою, яка має пластинчасту будову (товщина 10-20 нм). Оксиди неодиму утворюються, в основному, на поверхні магніту.

Слід відзначити, що величина залишкової індукції постійних магнітів системи Nd-Fe-B залежить від об'ємного вмісту основної магнітної Ф-фази і аксіальності текстури, яка формується в результаті пресування порошку в магнітному полі. Крім того, H_c та B_r зростають, коли кожне зерно ізолюється парамагнітною оболонкою (наприклад, η -фазою $\text{Nd}_{1,1}\text{Fe}_4\text{B}_4$), що запобігає утворенню доменів перемагнічування. Типова крива розмагнічування промислових постійних магнітів Nd-Fe-B, за якою визначають коерцитивну силу H_c , залишкову намагніченість B_r і розраховують магнітну енергію, показана на рис.3.

Процес ГДДР. Ефективним методом водневої обробки гідридотвірних матеріалів є проведення процесу ГДДР (гідрування - диспропорціонування – десорбція - рекомбінація), який успішно застосовується при виробництві та обробці високоефективних постійних магнітів на основі сполуки $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$.

Встановлено, що при нагріванні у водні таких сплавів вже за кімнатних температур на кривій вимірювання диференціальної термо-ЕРС (метод ДТА) (рис.4) спостерігається екзотермічний пік, який зумовлений утворенням гідридної фази вихідної сполуки $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{BH}_x$. З підвищенням температури основна феромагнітна фаза $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ диспропорціонує (розпадається) на гідрид неодиму, залізо та борид заліза (другий екзотермічний пік на рис.4). За наступної дегазації при нагріванні у вакуумі гідрид неодиму розпадається і вихідна сполука рекомбінує (відновлюється) і має після охолодження дрібнозеренну структуру порядку 0,2-0,5 мкм.

Вперше можливість отримання висококоерцитивних магнітних порошоків за такою обробкою показали Такешіта і Накаяма [14], при цьому у процесі ГДДР вони спостерігали наступні стадії :

- гідрування основної фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ і збагачених неодимом границь зерен;
- диспропорціонування фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{BH}_x$ на NdH_{2+z} , Fe_2B та $\alpha\text{-Fe}$;
- десорбцію водню з гідриду NdH_{2+z} ;
- рекомбінацію при дегазації з утворенням вихідної фази $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$.

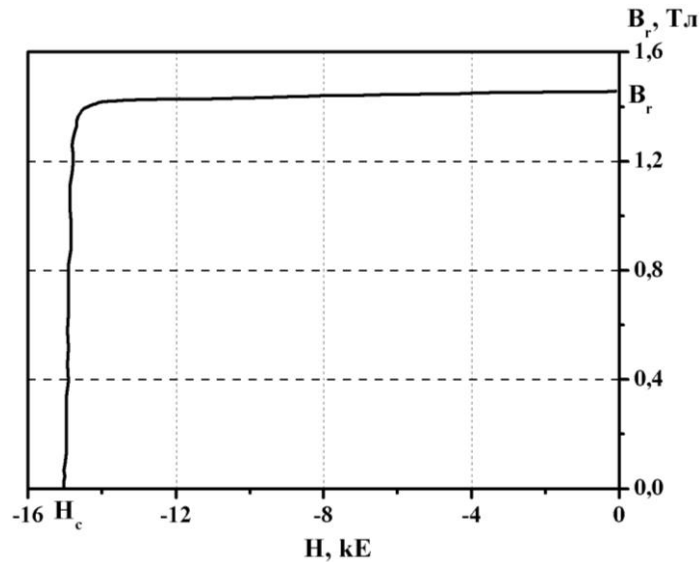
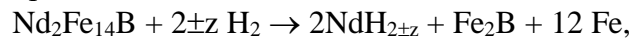


Рисунок 3 - Крива розмагнічування промислового магнітного сплаву на основі сполуки $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ [10].

На першій стадії водень, дифундуючи границями зерен, поглинається областями, збагаченими неодимом, що супроводжується формуванням гідриду NdH_y , після чого починається абсорбція водню матричною фазою $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$. В результаті різниці в об'ємному розширенні фаз, що утворилися, відбувається міжкристалітне розтріскування матеріалу, залежне від температури та тиску водню.

При подальшому підвищенні температури спостерігається часткова десорбція водню зі сплаву до температур $650\text{-}670\text{ }^\circ\text{C}$. Причому початку другої стадії процесу ГДДР (реакції диспропорціонування) передують практично повна дегазація водню з матричної фази у гідрид РЗМ. Кінцевим результатом цього процесу є утворення дрібнодисперсної суміші фаз за наступною реакцією:



де величина z залежить від тиску водню.

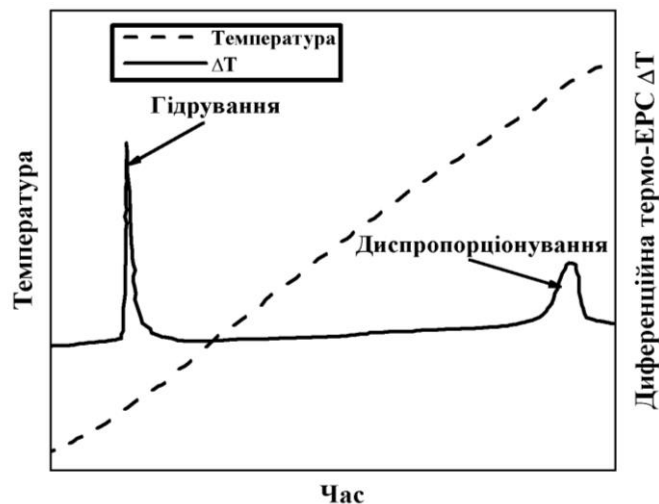


Рисунок 4 - Фазові перетворення за наводнення сплаву $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ [13].

Після такої водневої обробки сплав нагрівали у вакуумі, що при певній температурі ($\sim 820\text{ }^\circ\text{C}$) приводить до розпаду гідриду неодиму і утворення атомарного Nd , внаслідок дифузійного переміщення якого і взаємодії з іншими компонентами в процесі охолодження утворюється вихідна інтерметалічна сполука $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$.

Встановлено [15], що початок стадії диспропорціонування залежить від стабільності фази $\text{NdH}_{2\pm z}$ і визначається, в основному, концентрацією розчиненого водню. Крім того, характеристики процесу сорбції-десорбції водню суттєво залежать

від хімічного складу і розміру зерен вихідного сплаву. Слід відзначити, що реакція диспропорціонування у сплаві Nd₂Fe₁₄B розпочинається зі збагачених Nd границь зерен і поширюється до їх центру. Фаза Nd_{1,1}Fe₄B₄ теж піддається реакції розпаду за водневої обробки.

Процес ГДДР також є ефективним методом гомогенізації сплавів типу Nd-Fe-B. Завдяки перитектичній реакції утворення фази Nd₂Fe₁₄B, сплави стехіометричного складу містять велику кількість дендритів α-Fe. Для їх усунення і отримання однофазного матеріалу необхідна довготривала високотемпературна гомогенізаційна обробка (40 год. при 1000 °С). Гомогенізувати матеріал можна значно швидше, якщо піддати його процесу ГДДР [1], що пояснюється зниженням енергії активації дифузійних процесів під час диспропорціонування і рекомбінації [16].

Слід відзначити, що проведення ГДДР є складним технологічним процесом, який залежить від тиску водню, критичних температур утворення–розпаду гідридних фаз, умов термообробки і т.п., що вимагає встановлення та оптимізації умов його проведення для кожної конкретної інтерметалічної сполуки на основі гідридоутворюючих металів.

Результати досліджень та обговорення

Слід відзначити, що в Україні немає значних родовищ неодиму, але у відходах деяких виробництв присутній дидим (Dd) – природня суміш кількох РЗМ, основою якої є неодим (Dd: Nd – 86,0-87,0; Pr – 5,0; Dy – 5,0-6,0; Gd, Y, Eu – 2,5-3,0 мас.%) [17]. Загальні закономірності, встановлені при наводненні сплавів системи Nd-Fe-B, мають місце і при дослідженні системи Dd-Fe-B. Однак, спостерігається ряд відмінностей, зумовлених тим, що у промислових магнітах на основі Dd-Fe-B склад компонентів відрізняється від стехіометричного і складові дидиму мають різні температури гідридоутворення. Зокрема, це приводить до зміни критичних температур диспропорціонування і рекомбінації [16].

З метою встановлення, як зміна фазово-структурного стану після проведення ГДДР впливає на магнітні властивості сплавів системи Dd-Fe-B, спікали постійні магніти, експлуатаційні характеристики яких після водневої обробки розглянемо на прикладі сплаву, що містить: Dd -36,1; Fe – 62,0; B – 1,1; Al – 0,8 мас.%. Оскільки такі магніти отримують з порошку заданої дисперсності (3-10 мкм), вивчали сумісний вплив процесу ГДДР та механохімічної обробки (помел зразків в атмосфері водню [18]). Помел здійснювали у планетарному млині "Pulverisette" (Німеччина) – швидкість обертання – 400 об./хв., тривалість – 10 хв, тиск водню – 0,1 МПа, дегазація порошку при 350 °С. Умови водневої обробки методом ГДДР: нагрівання у вакуумі до 600 °С, запуск водню при цій температурі до заданого тиску, продовження нагрівання до 850 °С з наступним проведенням десорбції-рекомбінації [19]. Криві розмагнічування досліджуваних магнітів (див. рис.3), з яких отримували значення коерцитивної сили та залишкової індукції B_r, отримували на гістерезіографі АМН-40 (США) [20].

Вплив водневої обробки на магнітні властивості сплавів системи Dd-Fe-B покажемо на прикладі зміни підйимальної сили магніта F, яку визначали за наступними формулами [21]:

для магнітів циліндричної форми

$$F = 0.577B_r^2 l \sqrt{A} ,$$

для магнітів у формі куба

$$F = 0.577B_r^2 A ,$$

де l – висота циліндра, A – площа полюса магніта. Отримані результати наведені в табл.2.

Таблиця 2 - Режими водневої обробки та підймальна сила спечених магнітів зі сплаву Dd-Fe-V після процесу ГДДР

№ зразка	Умови проведення ГДДР				Залишкова намагніченість, B_r , Тл	Підймальна сила, F_1 , Н	Підймальна сила, F_2 , Н
	$T_{\text{макс.}}$, °С	Тиск водню, МПа	$\tau_{\text{ГД}}$ *, хв.	$\tau_{\text{ДР}}$ **, хв.			
1	Вихідний зразок				0,96	155,12	53,6
2	850	0,1	60	105	1,0	168,31	58,16
3	850	0,1	0	120	1,075	194,51	67,21

* ГД – стадія гідрування-диспропорціонування;

** ДР – стадія десорбція-рекомбінація;

F_1 – підймальна сила магніту у формі куба зі стороною 0,02 м;

F_2 – підймальна сила магніту у формі циліндра діаметром 0,014 і висотою 0,01 м.

Водневу обробку здійснювали, змінюючи час ізотермічного відпалу на стадіях диспропорціонування і рекомбінації (див. табл.2). Отримані результати визначення залишкової індукції B_r порівнювали з даними для магніту, який не оброблявся методом ГДДР (вихідний зразок). Встановлено, що максимальне значення підймальної сили має місце за 2-ох годин витримки при температурі 850°C (зразок №3). При цьому після водневої обробки F зростає на 24-25%, що має важливе значення для практичного застосування постійних магнітів, виготовлених зі сплавів системи Dd-Fe-V.

Отриманий результат в значній мірі є наслідком ефекту прискорення дифузійних процесів у наводнених металах [1,2] і викликаний ослабленням сил міжатомного зв'язку в системі метал-водень. Суть його полягає в тому, що наводнення впорядкованих сплавів викликає ті ж структурні зміни, що й підвищення температури їх ізотермічного відпалу, тобто в наводнених сплавах за зростання ступеня атомного порядку критична температура формування інтерметалічних фаз зменшується. Це викликає гомогенізацію основної феромагнітної фази $Dd_2Fe_{14}V$ та зростання її об'ємного вмісту в сплаві за рахунок зменшення кількості домішкових немагнітних фаз, які в присутності водню розпадаються. Вказані фактори і приводять до зростання залишкової індукції B_r . Отже, коли раніше магніт кубічної форми з ребром 0,02 м міг підняти вагу 15,5 кг, то після водневої обробки він піднімає 19,4 кг.

Висновки. Таким чином, водень є перспективним технологічним середовищем для проведення хіміко-термічної обробки магнітних сплавів на основі РЗМ. Його застосування не тільки скорочує тривалість процесу отримання порошкових магнітних матеріалів внаслідок гідридного окрихчення, але й дозволяє керувати їх фазово-структурним станом з метою покращення експлуатаційних характеристик, зокрема, підймальної сили магнітів.

Література

1. Похмурский В.І., Федоров В.В. Влияние водню на дифузійні процеси в металах. – Львів: В-во ФМІ НАНУ, 1998. – 206 с.
2. Федоров В.В., Антонович П.Н., Никифоров Ю.Д. Влияние водорода на процессы атомного упорядочения в сплавах на основе переходных металлов. – Львов, 1988. – 53 с. – (Препр. / АН УССР. Физ.-мех. ин-т; № 146).
3. Смит М.К. Основы физики металлов: Пер. с англ. – М.: Металлургиздат, 1962. – 456 с.
4. Buschow K.H.J., Goot A.S. von der. Intermetallic compounds in the system samarium-cobalt // J. Less-Common Metals. – 1968. – V.14. – №5. – P. 525-528.
5. Кекало И.Б., Самарин Б.А. Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами. – М.: Металлургия, 1989. – 496 с.
6. New material for permanent magnets on a base of Nd and Fe / M. Sagava, S. Fujimura, N. Togawa et al. // J. Appl. Phys. – 1984. – V. 55. – P. 2083-2087.
7. Buschow K.H.J., Den Brooder F.I.A. The cobalt-rich regions of the samarium-cobalt phase diagram // J. Less-Common Metal. – 1974. – V.37. - P. 174-176.

8. S. Sugimoto, M. Okada, K. Inomata. Rare-earth magnet industry in Japan: current status & future trends / Proc. 17th Int. Workshop on Rare-Earth magnets and Their Applications. – Delaware (USA). – 2002. – P. 13-21.
9. Линецкий Я.Л., Книжник Е.Г., Вольский А.А. Периодическая структура и коэрцитивная сила спеченных магнитов RCO_5 –ФММ, 1978. – Т.46, № 6. – С. 1197-1201.
10. http://www.ndfeb.ru/articles/perm_mag.htm
11. Потрійні системи {Nd, Sm, Gd}-Fe-B / Н.Ф. Чабан, Ю.Б. Кузьма, Н.С. Білоніжко та ін. // ДАН УРСР. Сер. А. – 1979. –№10. – С. 873-875.
12. Relationships between crystal structure and magnetic properties in $Nd_2Fe_{14}B$ / J.F. Herbst, J.J. Croat, F.E. Pinkerton, W. B. Yelon // Phys. Rev. – 1984 – V. B29 – P. 4176–4178.
13. Martinez N., Ruiz de Angulo L., Harris I.R. Study of the effect of HDDR processing conditions on properties and microstructure of Nd-(Fe,Co,Ga)-B magnetic powders // J. Magn. and Magn. Mat. – 1996. – V. 157-158. – P.17-18.
14. Takeshita T., Nakayama R. Magnetic properties and microstructures of the NdFeB magnet powders produced by hydrogen treatment // Proc. 10th Int. Workshop on Rare-Earth magnets and Their Applications. – Kyoto (Japan). –1989. – P. 551-557.
15. Characterisation of solid-HDDR processed $Nd_{16}Fe_{76}B_8$ alloys by means of electron microscopy / O. Gutfleisch; I.R. Harris; M. Matzinger; J. Fidler // J. Magn. Magn. Mater. – 1995. – V.147. – P. 320-330.
16. Федоров В.В., Булик І.І. Фізичний механізм водневого диспропорціонування-рекомбінації магнетних інтерметалемих сполук // Фіз.-хім. механіка матеріалів. –2002. –№4. –С. 26-32.
17. Влияние условий получения постоянных магнитов системы дидим-железо-бор на их структуру и свойства / Г.П. Брехаря, Е.А. Васильева, В.В. Немошкаленко и др. // Металлофизика и новейшие технологии. – 1997. – Т. 19, № 10. – С. 63-68.
18. Ас. СССР № 1748948. Способ получения порошков сплавов редкоземельных металлов на основе железа и кобальта / В.А. Яртысь, И.И. Булык, П.М. Грицишин, А.И. Штогрин. – Оpubл. 23.07.92, Бюл. №27.
19. Процес ГДДР та водневосорбційні властивості сплаву дидим-алюміній-залізо-бор ($Dd_{12.3}Al_{1.2}Fe_{79.4}B_6$) / І.І. Булик, Р.В. Денис, В.В. Панасюк та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. - 2001. - №4. - С.15-20.
20. Влияние термической обработки постоянных магнитов системы дидим-железо-бор на их структуру и свойства / Г.П. Брехаря, Е.А. Васильева, В.В. Немошкаленко и др. // Металлофизика и новейшие технологии. – 1998. – Т. 20, № 7. – С. 38-44.
21. Мишин Д.Д. Магнитные материалы. – М.: Высш. шк., 1991. – 384 с.

Одержано 28.02.2007 р.

УДК 667.64:678.026

І.Добротвор, канд. фіз.-мат. наук

Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя

АПРОКСИМАЦІЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕСУ ТВЕРДНЕННЯ НАПОВНЕНИХ ВОЛОКНАМИ ЕПОКСИКОМПОЗИТІВ

У роботі досліджено зміну миттєвого модуля зсуву від часу тверднення епоксикомпозитів з волокнами різної фізичної природи. Встановлено, що точки перегину на кривій залежності модуля зсуву від часу тверднення КМ відповідають етапам зшивання композиту, які характеризують фізичні і хімічні процеси формування поверхневих шарів навколо волокон. Апроксимація результатів досліджень і використання властивостей ланцюгових дробів дала можливість візуалізації на графіках залежностей модуля зсуву від часу тверднення композитів часових проміжків формування зовнішніх шарів.