

高性能稀土永久磁石之研究與發展

張文成

中正大學物理研究所

一、前言

從 1930 年初永久磁石即為民生、國防工業上一項不可欠缺的材料。時至今日，資訊及消費性電子產品的普及化，永久磁石的高性能化扮演著不可磨滅的角色。永久磁石的發展歷程如圖 1 所示，由最

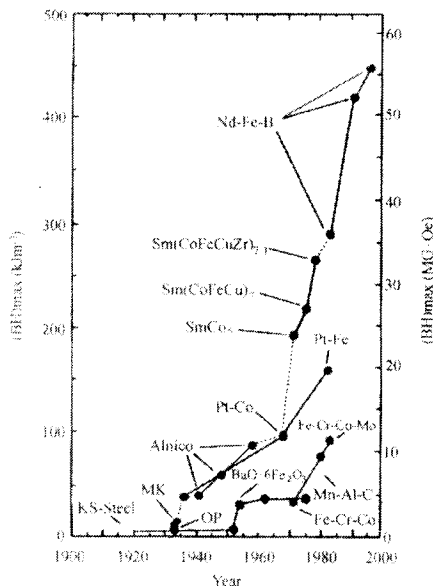


圖 1. 永久磁石之演進

早的麻田散鐵、到 30 年代的 Alnico (鋁鎳鈷)，由於其價格高，矯頑磁力(Hc)低，無法充份利用其高磁能積。50 年代 Ferrite (鐵氧磁體) 磁石問世，由於其價廉且矯頑磁力高，至今仍為用量最大的磁石材料。70 年代由於 SmCo (鈰鈷) 磁石磁性的重

大突破，更將永久磁石材料帶入一個「輕、薄、短、小」的紀元，它在民生工業的各種高功率音響喇叭、耳機、麥克風；在機電工業的各種特殊馬達，發電機、計數器，強力吸盤，無接觸軸承，瓦特計、繼電器；在國防工業的雷達、微波通信機；在醫學工程上的助聽器，人工心臟之驅動器，人造牙齒之定著器；在儀器工業的電腦，磁性分離器，電子槍等，都佔有舉足輕重的地位。然而，由於鈰、鈷原料取得不易，且價格高昂，各國研究人員仍積極尋覓其它價廉質優且易製作之的稀土永久磁石。

稀土永磁材料以鈰鐵硼系及鈰鈷系兩大類為代表。其中 1983 年日本住友及美國通用汽車公司同時宣佈製成 (BH) max 大於 36 MG·Oe 之永磁之王的第三代稀土永磁材料---鈰鐵硼(NdFeB)燒結及膠結磁石，引起全世界的關注。1986 年住友將燒結磁石往上推進到 (BH)max 等於 50 MG·Oe 之巨，到 1998 年更將磁性提升到 55.8 MG·Oe 之世界記錄。商業上，用鈰取代鈰的優點在於稀土礦中鈰藏量約為鈰藏量之 10 倍，價格較低廉，而鐵取代鈷的優點更顯而易見。由於鈰鐵硼磁石的單位能積價格低廉，原料取得容易；以及應用上體積縮小，市場上具有相當大的發展潛力。到 1999 年燒結 NdFeB 及膠結型磁石年總產量已分別達 4000 噸與 1500 噸，磁石年總產值則分別為 200 億及 80 億台幣之巨，是本世紀末最具應用價值的功能性材料之一。此豐碩的成果主要

得自無數物理學家在新材料長期的探索，以及材料學家在製程上不斷的精進與改良。

在我們所熟知眾多磁性體材料中，僅具鐵磁性及陶鐵磁性的材料才擁有真正的強磁性。因此，具有實用價值的永久磁石都不出上述二類。具有鐵磁性及陶鐵磁性的物質都會有磁滯曲線(Hysteresis loop)的產生。而磁滯曲線形狀及大小即代表著磁石材料的優與劣。惟有充份瞭解磁滯曲線的意義，才能有效地發揮它們的特性或作有效的改進。一般表現磁滯曲線有二種圖型：一為 B-H 曲線，另一為 $4\pi M$ -H 曲線，如圖 2 所示。幾個重要指標包括 B-H 曲線中的殘留磁束密度 Br、矯頑磁力 Hc 或 bHc、磁能積(BH)max； $4\pi M$ -H 曲線中的最大感應磁化量 $4\pi M_s$ 、殘留感應磁化量 $4\pi M_r$ 、本質矯頑磁力 iHc。其中矯頑磁力 Hc 的大小可作為軟磁與硬磁材料的分野。當 $H_c < 20$ Oe 時，材料屬於軟磁； $H_c > 200$ Oe

時，材料屬於硬磁或稱永久磁石；而 $20 < H_c < 200$ Oe 時，材料屬於半硬磁。事實上除了以上的指標之外，一個好的永久磁石材料尚須具備下列幾項特性：較高的 Br、Hc、iHc、(BH)max 及居里溫度(Tc)，較低的不可逆溫度係數、最小著磁場、較佳之機械強度及耐候性等。

永久磁石可分為金屬類磁石、稀土類磁石、鐵氧體磁石及複合磁石等。依製程中有無配向處理分為異方性和等方性兩類。而異方性又可分為磁場配向和機械配向兩種，磁場配向分為放射狀、軸向、徑向兩極和極異方性四種。但使用不同著磁方式時，需先考慮素材配向特性及磁性需求，才能發揮其磁極特性，機械配向常使用於異方性鐵氧體橡膠磁石製程。本文僅就稀土類磁石(燒結及膠結)之過去現況與未來研究方向作介紹。

二、稀土類磁石

2.1 磁石合金及本質磁性

稀土磁石共通的特性為其磁性相之飽和磁化、居禮溫度及磁晶異方性場都特別高。而具有較高磁晶異方性場最普遍的晶體結構為六方晶，例如

表 1. RCO_5 及 R_2Co_{17} 化合物的飽和磁化及居里溫度比較。

R	RCO_5		R_2Co_{17}	
	Ms (Tesla)	Tc (°C)	Ms (Tesla)	Tc (°C)
La	0.909	567		
Ce	0.870	464	1.16	810
Pr	1.203	639	1.38	898
Nd	1.228	637	1.39	877
Sm	1.07	747	1.20	917
Gd	0.363	735	0.75	936
Tb	0.236	707	0.65	907
Dy	0.437	693	0.68	879
Ho	0.606	727	0.83	900
Er	0.727	713	0.91	913
Tm	0.750	747	1.15	909
Y	1.061	704	1.25	894

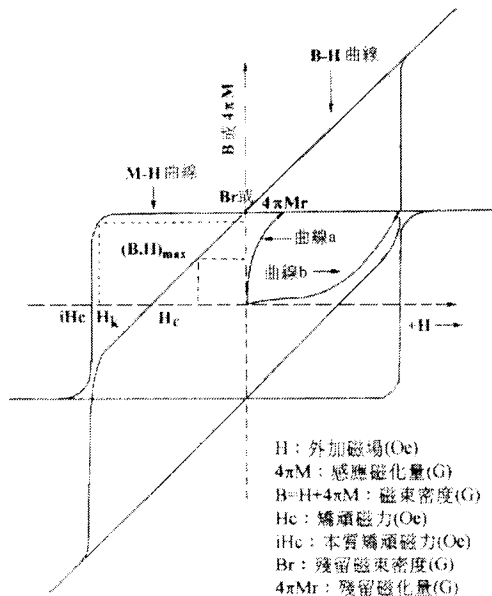


圖 2. 永久磁石之磁滯曲線圖

RCO₅、R₂Co₁₇。R₂Co₁₇亦有另一同素異構為菱面晶體 (rhombohedra)，表 1 為 RCO₅及 R₂Co₁₇化合物的飽和磁化及居禮溫度比較。表 2 為 RCO₅及 R₂Co₁₇化合物磁晶異方性常數(K₁)之比較。釹鐵硼磁石的磁性相 Nd₂Fe₁₄B 則為正方晶結構(tetragonal)。表 3 為 R₂Fe₁₄B 化合物的晶格常數、密度及磁性質的比較。從上述三個表可看出良好的稀土磁石合金在 RCO₅中只有 SmCo₅及 PrCo₅兩種；在 R₂Co₁₇中只有 Sm₂Co₁₇，惟其 K₁值仍很低。而在 R₂Fe₁₄B 中只有 NdFe₁₄B 及 Pr₂Fe₁₄B 兩種；目前商用稀土磁石材料主要有 SmCo₅、Sm₂Tm₁₇及 Nd₂Fe₁₄B 三種，其中 Nd₂Fe₁₄B 之市場佔有率已與鐵氧磁石不分上下。

Er	0.875	1.199	8.16	0.655	0.899	12.9	17.7	9.3	9.0	551	-	-
Tm	0.874	1.194	8.23	0.925	1.15	18.1	22.6	6.7	7.0	549	-	-

2.2 燒結磁石製程及矯頑機制

2.2.1 SmCo₅磁石

SmCo₅合金為目前所有稀土合金中具最高磁異方性場(約 400 kOe)之材料，其飽合磁化為 11 kG，理論最高磁能積最高可達 31MGOe。選擇適當合金成分及製程製得最佳磁石磁性，是工程上重要課題。了解熱過程中的相變化，將有助於選擇正確的燒結與熱處理條件。通常必須選擇鈔含量比 SmCo₅高一些的成分為起始材料，然後經由粉末冶金及磁場配向的步驟製作，方能得到良好的磁性。除了成分選擇外，為了獲得較高的 Br 及 Hc 值，必須適當的粉碎合金至接近其單磁區大小(約 3~5μm)以幫助磁粉在磁場排列成形時，獲得較優良的織構(Texture)。接下來必須在保護氣體之下(如 Ar 或 N₂)於 1100°C~1120 °C 間燒結，燒結完畢後冷卻至 900 °C 左右作熱處理，接著急冷以防產生 SmCo₅→Sm₂Co₇+Sm₂Co₁₇相變化使矯頑磁力下降，適切的熱處理可使磁石矯頑磁力大幅提升。接著磁石再經表面研磨及磁化即為商品。由於 SmCo₅磁石為單相型磁石，其矯頑磁力機制屬於結核成長控制型(nucleation control)的磁石，該磁石的矯頑磁力決定於材料內形成反向磁區的難易度。亦即反向磁區一旦生成，即很容易長大而將整個晶粒內磁化反轉。而形成反向磁區的難易又正比於磁石內每個晶粒的表面積大小，晶粒越小表面積較小，形成反向磁區的機會也越小矯頑磁力也就越高。適當的控制最後磁石內晶粒大小及含有軟磁相的量(如 SmCo₅中的 Sm₂Co₁₇相)對提升矯頑磁力是相當重要的。商用 SmCo₅磁石之磁性依其磁場排列方式不同，其 Br=8-9.5 kG, Hc=7.0-9.5 kOe,

表 2. RCO₅及 R₂Co₁₇化合物磁晶異方性常數(K₁)之比較

R	RCO ₅		R ₂ Co ₁₇	
	K ₁ (10 ⁶ Joule/m ³)		K ₁ (10 ⁶ Joule/m ³)	
La	5.9			
Ce	5.3		-0.6	
Pr	8.1		-0.6	
Nd	0.7		-1.1	
Sm	17.2		3.3	
Gd	4.6		-0.5	
Tb			-3.3	
Dy			-2.6	
Ho	3.6		-1.0	
Er	3.8		0.41	
Tm			0.50	
Yb			-0.20	
Lu			-0.20	
Y	5.2		-0.34	

表 3. R₂Fe₁₄B 化合物的晶格常數、密度及磁性質的比較。

R	晶格常數		Ds (kg/m ³)	I(T)		Ms (μg/Fu)		M _R (μ _s)	g _J	T _c (K)	Ha(kOe)	
	a(nm)	c(nm)		4.2K	300K	4.2K	300K				4.2K	300K
Y	0.876	1.200	7.00	1.59	1.42	31.4	27.8	0	0	571	12	20
Ce	0.875	1.210	7.69	1.47	1.17	29.4	23.9	-	0	422	30	30
Pr	0.881	1.227	7.49	1.84	1.56	37.6	31.9	3.1	3.2	569	320	87
Nd	0.881	1.221	7.58	1.85	1.60	37.7	32.5	3.2	3.3	586	-	67
Sm	0.882	1.194	7.82	1.67	1.52	33.3	30.2	1.0	0.7	620	-	-
Gd	0.874	1.194	8.06	0.915	0.893	17.9	17.5	6.7	7.0	659	16	25
Tb	0.877	1.205	7.96	0.664	0.703	13.2	14.0	9.1	9.0	620	306	220
Dy	0.876	1.199	8.07	0.573	0.712	11.3	14.0	10.1	10.0	598	167	150
Ho	0.875	1.199	8.12	0.569	0.807	11.2	15.9	10.1	10.0	573	-	75

$iH_c=15-30 \text{ kOe}$, $(BH)_{\max}=17-22 \text{ MGOe}$, 離理論最高磁能積 31 MGOe 還有一段距離。

2.2.2 $\text{Sm}_2\text{TM}_{17}$ 型磁石

1968年 SmCo_5 磁石被成功地開發出來,對磁石材料研究者起了鼓舞作用。但因為Sm是較昂貴的材料,又其飽和磁化量稍低,因此便朝著降低Sm含量的比例及提高Br值開發新材料及持續不斷地在各研究室進行著。首先被注意的新合金為 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 及 $\text{Sm}_2(\text{Co,Fe})_{17}$ 二類,但由於 $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 及 $\text{Sm}_2(\text{Co,Fe})_{17}$ 二種成份並無法如 SmCo_5 磁石獲得高的本質矯頑磁力(iH_c), R_2TM_{17} 型磁石的發展乃朝著開發兩相型析出硬化合金系統而努力。此種轉變包括了如何在高溫時以均質化處理來獲得單相的組織,然後利用低溫下溶質過飽和的原理,再以約 800°C 附近的溫度使其單相組織內析出 RETM_3 型相來做為磁區移動的阻礙。析出相較低的磁壁自由能造成極巨大的磁壁釘紮(domain wall pinning)作用,再加上與析出物所產生的密著性應變(coherent strain)為促成這系列合金擁有高 iH_c 的主要原因。

在較相近的 $\text{Sm}(\text{Co}_{0.97}\text{Fe}_{0.06}\text{Cu}_{0.15})_{7.5}$ 合金中,發現連續密著的晶胞組織,包含 SmTM_3 的晶界相及以大部份為 $\text{Sm}_2\text{TM}_{17}(\text{R})$ 及小部份 $\text{Sm}_2\text{TM}_{17}(\text{H})$ 所組成的晶胞相(R: Rhombohedral, H: Hexagonal),晶胞的大小約 60 nm ,晶界寬約 10 nm 。晶胞組織在垂直 c 軸面大體上為等軸晶粒狀。在平行於 c 軸之面上,晶界相則稍與 R_2TM_{17} 的基底面(basal plane)傾斜一個小角度存在。另外晶胞內有許多微細的疊差被發現。其典型之顯微組織如圖 3所示。要提高磁能積並維持高的 iH_c 值,必需提高Fe降低Cu的含量。將部份的Co以Nb或Zr取代而能獲致 30 MGOe 的析出強化型磁石。Ojima等人所開發出 30 MGOe 磁能積的合金為

$\text{Sm}(\text{Co}_{0.7}\text{Cu}_{0.09}\text{Fe}_{0.19}\text{Zr}_{0.01})_{8.5}$ 。其不同於 SmCo_5 磁石製

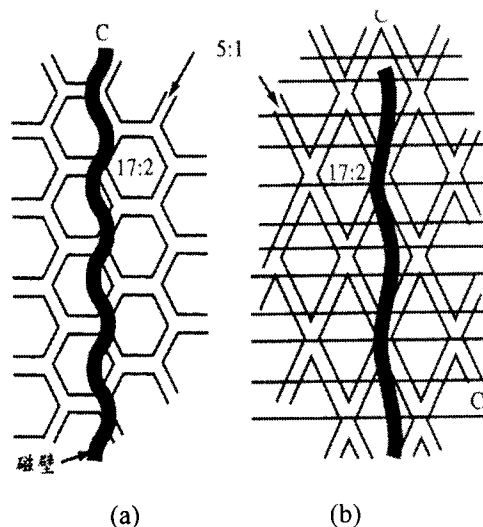


圖 3. $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 型磁石之顯微組織 (a)垂直於易磁化軸 (b)平行於易磁化軸

程的地方為它不擔心晶粒的過份成長,因為 iH_c 主要決定於磁壁被釘紮的力量大小,晶粒大小較不重要。以含Sm較高之 $\text{Sm}(\text{Co}_{0.6}\text{Cu}_{0.05}\text{Fe}_{0.28}\text{Zr}_{0.02})_{7.7}$ 成份做到了 $Br=12 \text{ kG}$, $iH_c = 13 \text{ kOe}$ ($BH)_{\max}=33 \text{ MGOe}$ 的世界紀錄,在1980年以前造成了永磁界的震撼。

$\text{Sm}_2\text{TM}_{17}$ 型磁石因成份添加的不同而形成各式不同的顯微結構,並造成磁性的明顯差異。商用的磁石而有許多不同的規格。有高Br低 iH_c 型,高Br高 iH_c 型,中Br高 iH_c 及低Br低 iH_c 型等規格,但主要成份都以 $\text{Sm}(\text{Co/Fe/Cu/Zr})_{7-7.5}$ 為最普遍。因為Zr的添加造成以上幾種都屬於析出硬化型磁石,其顯微組織一般都以穿透式電子顯微鏡才能觀測得到。

$\text{Sm}_2\text{TM}_{17}$ 型磁石的矯頑磁力,主要來自於 $\text{Sm}(\text{Co, Cu})_5$ 相對反向磁區產生栓固效應,因此磁石晶粒大小對矯頑磁力影響不大。又鐵、銅、鋳成分的高低將影響主要相的成分梯度、密度及殘留磁

化。適度的調整各成分比，將可得到從低矯頑磁力到中、高矯頑磁力或高磁能積的磁石。此型磁鐵之居禮溫度達 850°C ，而可逆溫度係數比 SmCo_5 及鈰鐵硼磁鐵都低了很多，因此，此系列磁石為一適於高溫用的磁石，最近的研究已證實最高使用溫度已可達 450°C 以上，為稀土永磁材料中最耐高溫之材料。

2.2.3 鈰鐵硼(NdFeB)磁石

鈰鐵硼磁石的主要磁性相 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 之晶體結構如圖 4。本質特性 $4\pi M_s=16 \text{ kG}$, $H_a=67 \text{ kOe}$, $T_c=312^{\circ}\text{C}$ ，理論最高磁能積可達 64 MGOe ，與 SmCo_5 磁石同樣且兩者都屬單相型磁石，亦即所謂結核成長控制型(nucleation control)的磁石，該磁石的矯頑磁力決定於材料內形成反向磁區的難易度。亦即反向

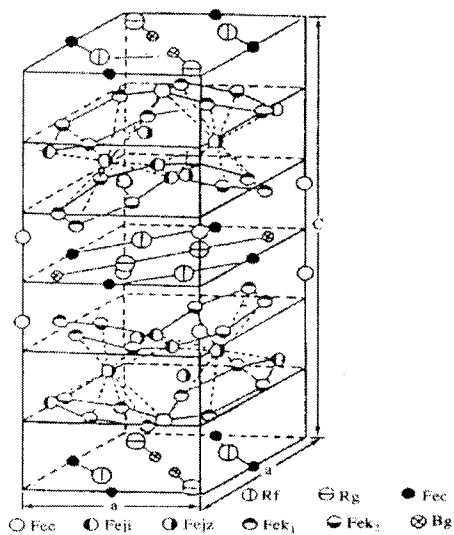


圖 4. $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 之晶體結構

磁區一旦生成，即很容易長大而將整個晶粒內磁化反轉。而形成反向磁區的難易又反比於磁石內晶粒大小。適當的控制最後磁石內晶粒大小及含有軟磁相的量（如 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 中的 $\alpha\text{-Fe}$ 及 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{17}$ 等）是相當重要的。

商用 NdFeB 磁石製程大致可分兩大類：其一是粉末冶金製程，其二是熔融旋淬法 (Rapid Solidification Process: RSP) 製程。粉末冶金製程又依其粉末製造不同而細分為合金熔解法及還原擴散法 (Reduction Diffusion; 簡稱 RD 法) 兩種。而 RSP 法又可依成形方式不同，而區分為塑橡膠磁石 (MQ-I)、等方性熱壓磁石 (MQ-II)、異方性熱壓磁石 (MQ-III) 三種。

2.2.3.1 NdFeB 燒結磁石

NdFeB 燒結磁石的製程大致可分合金製造、粉碎製程、磁場成形、燒結熱處理、及後加工等步驟。

(a) 合金製造

常見的鈰鐵硼合金約含 33wt%鈰、66wt%鐵及 1wt%硼，通常我們將上述比例的純元素或母合金以氣氛控制感應熔解爐將材料加溫至 1350°C 以上使其成為均勻之金屬液體，接著將之澆鑄成錠，做為粉末冶金的基本原料，這便是最常見合金熔解法。鑄錠中為 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 、 $\text{Nd}_{17}\text{Fe}_2\text{B}_4$ 及富 Nd 相等三相共存組織，其中前者為主要磁性相，後二者在室溫下均為非磁性相。

(b) 粉碎製程

由於鈰鐵硼鑄錠質地硬脆，因此可輕易粉碎，鑄錠必須先經粗粉碎及篩選後才進行細粉碎，粉末的平均粒度隨著粉碎時間增加而降低，最後達到一個定值。反之，粉末的氧含量則隨時間加長而持續增加，由於此氧含量對磁性有很大影響，因此粉碎設備的效率、產能均為重要考慮因素。一般大量生產的場合多採乾式機械式粗粉碎及中粉碎再搭配高速氣流粉碎將粉體粉碎至較接近單磁區大小的 $2\text{-}3.5 \mu\text{m}$ 以利後續磁場成形時較佳之磁粉配向度。

(c) 磁場成形

粉末必須在高磁場中配向成形，才能得到異方性磁石，成形方法可分為三種，第一種是外加磁場方向與模壓方向平行者，第二種是外加磁場方向垂直模壓方向者。前者磁粉的排列程度較差，磁能積稍低，但可成形圓片及圓環等形狀；後者則無法成形圓柱體，但磁能積較高。第三種方法是脈衝磁場配向搭配冷均壓機成型法(Pulse + CIP)，是採用先配向後成形的方式，其磁性胚體配向度最佳，最終所製磁石磁能積亦最高，與前述兩種方法不同，先裝填磁粉於橡皮模中，以脈衝式充磁機做配向排列，再放入冷均壓機成形，Pulse +CIP 法適合做大尺寸磁石，或供切割成各式形狀，唯加工成本相對提高。以上三種方式以後兩者所製得之胚體磁粉配向度較佳，較適合製作成高磁能積磁石。

(d) 燒結及熱處理

成形後的壓胚必須置於氣氛控制加熱爐中，在 1020~1100°C 燒結，接著必須在 500~900°C 做一段或兩段式熱處理。在燒結階段，磁石獲得應有的密度，機械強度及 Br 值，而熱處理則可提高 iHc 值。由於 iHc 增加，磁石的(BH)_{max} 值亦顯著增加，因此在磁石的加熱製程中，燒結和熱處理是同等重要的。為避免晶粒在燒結過程中長太大而降低矯頑磁力，一般都以能夠達到約 7.5 g/cm³ 之密度的最低燒結溫度為要。熱處理可提高 iHc 值其原理乃利用富釹相在熱處理過程中對晶界產生平滑化作用以消除形成反相磁區之晶界缺陷。又兩段式熱處理又比一段式熱處理更能提高矯頑磁力。

(e) 磁石加工及表面處理

磁石最後必須經過切割或表面研磨等製程及磁石表面的防蝕處理方為成品。尤其最後之表面處理對磁石之可靠度影響極大。因 NdFeB 磁石含有

Nd_{1-x}Fe_xB₄ 及晶界上之富 Nd 相，極易在高溫高濕環境下產生腐蝕。而一般是在磁鐵表面進行電著塗裝(E-coating)或電鍍鎳處理。電鍍鎳處理前通常需經酸洗前製程，但 Nd_{1-x}Fe_xB₄ 及富 Nd 相在不同酸溶液中都比 Nd₂Fe₁₄B 較容易被侵蝕而殘留氫離子於晶界中，儘管後續步驟中鎳層已將磁石緻密包裹，但氫離子會在提高溫度下形成氫氣進而將磁膜鼓起造成鎳保護層的剝離。電鍍鎳技術對本系列磁石能否達到較優良的抗蝕性有相當大的影響。

B. 成份的影響

典型的 NdFeB 燒結磁石成份如前述以 Nd₁₅Fe₇₇B₈ 為基本，其包括了主要磁性相 Nd₂Fe₁₄B 及非磁性相 Nd_{1-x}Fe_xB₄ 及富 Nd 相。要提高磁石磁能積必需提高 Nd₂Fe₁₄B 磁性相比例，亦及所採用之磁石原材料要越接近 Nd₂Fe₁₄B (Nd_{11.8}Fe_{82.4}B_{5.8}) 越好。惟隨著原材料中 Nd 的減少，鑄錠中會形成較多之 α-Fe 軟磁相，這將降低合金細粉碎能力及後續的磁粉配向度，並且容易降低磁滯曲線的角形性，磁性不增反減。如何經由鑄錠的均質化處理或利用特殊之鑄造技術(如薄片狀鑄造(strip casting))來消弭 α-Fe 軟磁相為 NdFeB 燒結磁石磁性能否再提高之關鍵。

在提升矯頑磁力方面，除了晶粒細化的控制及熱處理產生晶界平滑化效應外，最常被採用的方法乃成份的取代。任何能夠進入 2:14:1 晶体而又能提高磁異方性場的稀土元素如 Pr, Dy 及 Tb 都可以達到目的 (Tb 最佳 Dy 次之)。惟它們所形成的 2:14:1 相之飽和磁化量都比 Nd₂Fe₁₄B 的低，以上三種元素置換都會降低磁石之殘留磁化及磁能積(Tb 最巨 Dy 次之)，因此適量的 Dy 及 Pr 置換較常被採用。另外，Al、Cu 及 Ga 等元素被報導對晶界相的物理特性有修飾作用，亦常被添加於合金之中來提高矯頑

磁力。最近以耐火元素，如 Nb, Mo, V, W 等，添加於合金中被證實可形成析出相來控制晶粒大小達到極高之矯頑磁力(>25 kOe)，對 NdFeB 燒結磁石應用於 200 °C 以上有相當明顯之助益。以適量的 Co 來取代 Fe 能夠提高磁石之居理溫度，對提升磁石之高溫使用範圍亦有幫助。

2.3 膠結稀土永磁

所謂膠結稀土永磁就是把稀土永磁材料粉末與樹脂，塑料或低熔點合金膠結劑均勻混合，然後用壓縮、擠出或射出成型方法製成的一種複合永磁材料。現在膠結磁石的應用領域不斷擴大，用量成長很快，其速度超過其他何一種永久磁石由於這一材料既有塑料固有的特性又有很高的磁性能，正不斷地被應用於新的領域，主要的應用領域列於表 4。

表 4. 膠結稀土永磁之應用領域。

應用領域	用途
旋轉儀器、裝置	各種小型精密電機（例如步進電機、鐵心電機、電刷電機等）、小型發電機、定時器轉子、磁軸承等
音響器械	揚聲器、頭戴耳機、耳塞機、微音器（送話器）、拾音器、電磁蜂鳴器
計測通訊	感測器、繼電器、行式印刷裝置、接點元件
儀器裝置	儀表類（速度表、轉速表、安培計、電壓表等）、行波管等
其他機械	磁性彈簧、磁性軋輥、液面感測器、磁性快門
元件	除油污器、磁性聯軸節等
日用品	門鎖、玩具、磁性治療飾品、體育用具等

以下分鈹鐵硼及新型稀土永磁合金三大系列膠結磁石及其材料特性作介紹：

2.3.2 鈹鐵硼膠結磁石

由於其具有易薄形化、成品精度高及量產性高等優點，使得其最近幾年之年成長率皆遠超過

NdFeB 燒結磁石而達到約 15%。稀土膠磁最主要之應用為高級精密小馬達，用於各種資訊、音響、家電產品上。等方性 NdFeB 膠磁能被應用於小型馬達，有以下幾項理由：(a)具有約 9-10MGOe 之高磁能積，有助於電子機器用馬達之小型化（原先多使用磁能積為 3-4MGOe 之鐵氧磁石）。(b)能製作高精度之環狀磁石，使馬達內之間隙縮小並大幅提昇其間之磁束密度。(c)適當之殘留磁束密度(Br)與本質矯頑磁力(iHc)，使磁石著磁能力得以調變，並達到多極著磁化。(d)等方性磁粉不必經由磁場配向即可成型，成型設備及模具投資便宜。

2.3.2.1. 鈹鐵硼 (NdFeB)MQ 磁粉及磁石

鐵基稀土永磁材料的研究首先從研究 R-Fe 合金開始，70 年代初期用濺射法得到非晶薄膜 TbFe₂，經處理後顯示出來磁特性。後來又研究了快淬 R-Fe 系合金(R=Nd, Pr, Sm, Tb 等)及 La-Tb-Fe-B 合金的磁性，但這些非晶態的合金結晶化以後的磁性能都不變。1983 年美國 GM 用單銅輪熔融旋淬法製備鈹鐵硼合金，並用此種合金碎片製造磁石，取名為 Magnequench，簡寫為 MQ 磁石，使熔融旋淬稀土鐵基永磁進入實用階段。下面簡要介紹鈹鐵硼 MQ 磁石的製造方法。首先是製備鈹鐵硼 MQ 粉末。依成份不同主要產品分成 A、B、C、D、N、O 六種，特性如表 5，其中 A、C 磁性相近，屬高 iHc 產品；B、D 磁性亦相近，但 iHc 大小適中、易於著磁，是目前最常使用的材質。以上述磁粉所製作之產品為等方性磁石，由於製程簡單、磁性佳且不需特殊的模具設計等優點，目前是稀土膠磁中用量最大的材質。因鈹較鈔易於氧化，故磁粉的表面處理和磁石之表面塗裝成為不可或缺的步驟。表面塗裝的方式可分為噴塗和電著兩種，而電著是最優良的

塗裝方式，由於塗層均勻，尺寸精度及耐蝕能力皆佳，塗膜厚度以在 15~30 mm 間較適當。

表 5. 六種不同成份 NdFeB MQ 磁粉及其特性比較。

種類	Br (kG)	iHc (kOe) (kOe)	Temp coeff. of Br, α , (%/°C)(25°C -100°C)
MQP-A	7.60	15.0	-0.130
MQP-B	8.20	9.0	-0.105
MQP-C	7.55	16.0	-0.070
MQP-D	8.00	10.5	-0.070
MQP-N	8.00	9.5	-0.130
MQP-O	7.45	12.5	-0.130

2.3.2.2. 等方性高磁能積 NdFeB 磁粉

如前所述目前商用 NdFeB 膠磁乃採用快速冷卻法製成之薄帶而加以粉碎之磁粉，稱之為 NdFeB MQ 磁粉，其因薄帶內包含著 30-60nm 左右之等方性 NdFeB 細晶粒，根據 Stoner & Wohlfarth 之理論，一個具單軸異方性之磁性材料當其晶粒接近單磁區大小且彼此間又完全不具交互作用時，該材料之殘留磁束密度 (Br) 最高值僅能達到其飽和磁化量 ($4\pi Ms$) 之一半。亦即傳統單相 NdFeB MQ (Melt Quench) 磁粉之最大殘留磁化 Br 將不會超過 8 kG (Nd₂Fe₁₄B 之 $4\pi Ms$ 為 16 kG)，最高磁能積 (BH)_{max} 也只能達到 16 MGOe 而已。但因所採用

之磁粉成份都比 Nd₂Fe₁₄B 有較高之 Nd 及 B，因此其 Br 及磁能積亦都分別比 8 kG 及 16 MGOe 來得低，事實上商用 NdFeB MQ-A 磁粉之最佳磁性為 Br = 7.8 kG, iHc = 15 kOe, (BH)_{max} = 12.5 MGOe。要超越以上磁性目前已被証實有二個方法，即殘留磁化強化 (Remanence enhancement) 及複合納米晶法 (Nanocomposites)。

2.3.2.2.1 殘留磁化強化法

<Remanence enhancement>

此法乃利用具單軸異方性磁晶間所產生之強交互作用力而協助相鄰磁晶磁化不易受反向磁場作用而轉向，此結果將可使得其殘留磁化超越前面所述之飽和磁化值之一半。惟其晶粒必須更小晶粒間才會有足夠之交互作用力。若以 NdFeB 為例其晶粒應達 10-20 nm 其殘留磁化即有可能超過 8 kG。但一般 NdFeB MQ 之晶粒都在 30-60nm 間，因此在製作薄帶時可以利用 Si、V、Cu、Ga、Zr 等元素之少量添加來使晶粒微化以提高薄帶之殘留磁化磁能積，經晶粒微細化之薄帶被証實其磁能積可達 20MGOe 以上。

表 6. 已被發表之複合納米晶磁性材料之組成及磁性相。

成份	磁性相 (軟/硬)	軟磁相之 體積比	製備方法	$4\pi Ms$ (T)	Br (T)	iHc (kA/m)	(BH) _{max} (Kj/M ³)
Nd ₄ Fe ₈₀ B ₂₀	Fe ₃ B-Fe/Nd ₂ Fe ₁₄ B	85%	RS+A	1.6	1.20	191	93.1
Nd _{4.5} Fe ₇₃ Co ₃ Ga ₁ B _{18.5}	Fe ₃ B-Fe/Nd ₂ Fe ₁₄ B		RS+A	1.42	1.21	340	128
Nd _{3.5} Dy ₁ Fe ₇₃ Co ₃ Ga ₁ B _{18.5}	Fe ₃ B-Fe/Nd ₂ Fe ₁₄ B		RS+A	1.37	1.18	390	136
Nd _{5.5} Fe ₆₆ Cr ₅ Co ₅ B _{18.5}	Fe ₃ B-Fe/Nd ₂ Fe ₁₄ B		RS+A	1.06	0.86	610	96.6
Nd _{3.5} Fe ₉₁ Nb ₂ B _{3.5}	Fe/Nd ₂ Fe ₁₄ B	25%	RS+A	1.84	1.45	215	115
Nd ₉ Fe ₈₅ B ₆	Fe/Nd ₂ Fe ₁₄ B		RS+A		1.09	326	93.1
Nd ₉ Fe ₈₅ B ₆	Fe/Nd ₂ Fe ₁₄ B		RS+A		1.10	485	158
Nd ₉ Fe ₈₅ B ₆	Fe/Nd ₂ Fe ₁₄ B		RS+A		1.12	458	157
Nd ₈ Fe ₈₆ B ₆	Fe/Nd ₂ Fe ₁₄ B		RS+A		1.01	340	99.5
Nd _{7.5} Fe ₈₇ B _{5.5}	Fe/Nd ₂ Fe ₁₄ B		MA+A		1.28	252	146
			RS+A		1.127	310	205
			RS+A		0.94	764	118

成份	磁性相 (軟/硬)	軟磁相之 體積比	製備方法	$4\pi M_s$ (T)	B_r (T)	iH_c (kA/m)	$(BH)_{max}$ (Kj/M ³)
Nd ₇ Fe ₈₉ B ₄	Amo-Fe/Nd ₂ Fe ₁₄ B	40%	MA+A	1.12	0.80	207	48
Sm ₇ Fe ₉₃ N _x	Fe/Sm ₂ Fe ₁₇ N _x		MA+A	1.37	0.85	281	
Sm ₈ Zr ₃ Fe ₈₅ Co ₄ N _x	Fe/Sm ₂ Fe ₁₇ N _x	12%	MA+A		0.97	600	101.1
Nd _{9.7} Fe ₈₄ Mo _{6.3}	Fe/Nd(Fe, Mo) ₁₂ N _x		MA+A		0.94	318	81.2
Nd _{7.2} Fe ₈₅ Mo _{7.8} N _x	Fe ₈₅ Mo _{7.8} N _x						
Sm _{11.67} Co _{58.33} Fe ₃₀	Fe/SmCo ₅						
SmCo ₁₀	Co/Sm ₂ Co ₁₇						

(RS:Rapid solidification; A: Annealing)

2.3.2.2 複合納米晶法(Nanocomposites)

等方性磁粉高性能化之另一種方法，即讓磁粉內擁有一部份體積百分比之高飽和磁化軟磁相(如 α -Fe、Fe₃B等)與Nd₂Fe₁₄B相共存，軟磁相之晶粒被控制在Nd₂Fe₁₄B相之磁壁寬度兩倍(10.4nm)左右時，軟硬磁相間會產生極大的交互作用，此作用力會阻礙軟磁相之磁化不易被反向磁場所反轉而有助於提高此複合納米晶磁粉之殘留磁化並提高磁能積。

一般製作此複合納米晶磁粉有快速冷卻(Rapid quenched)及機械合金(Mechanical alloying)兩種，所製成之材料必然都是完全等方性。表6. 為目前被發

表之複合納米晶磁性材料之組成與磁性相、製作方法及其磁性比較(一些非Nd₂Fe₁₄B系薄帶亦列於其中比較)。從表中可以看出有許多系列合金薄帶都具有超越NdFeB MQ磁粉之磁能積(96 kJ/m³或12 MGOe以上)。惟由於軟磁相的存在其本質矯頑磁力都無法達到MQP-B磁粉之水準(720 kA/m或9 kOe以上)。低的矯頑磁力雖然可以使磁粉容易被完全磁化(或磁石容易著磁)，但卻也限制此類磁粉所製成之膠磁得以被廣泛應用於一些馬達磁石上。而Fe₂B-Fe/Nd₂Fe₁₄B系複合磁粉雖有較高之矯頑磁力，但仍比MQP-B磁粉之9 kOe來得低。圖5. 為MQP-B與F₃B-Fe/Nd₂Fe₁₄B系磁粉之磁性回復曲線

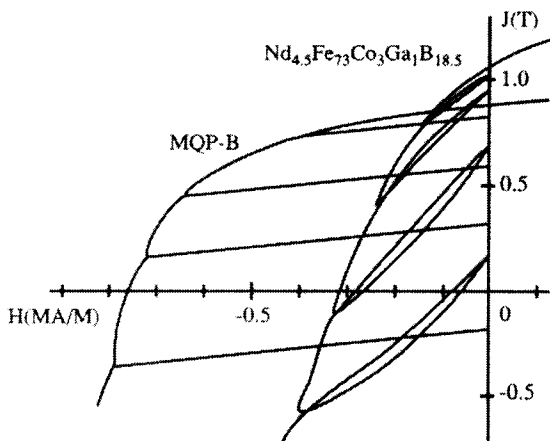


圖5. MQP-B與F₃B-Fe/Nd₂Fe₁₄B系磁粉之磁性回復曲線比較。

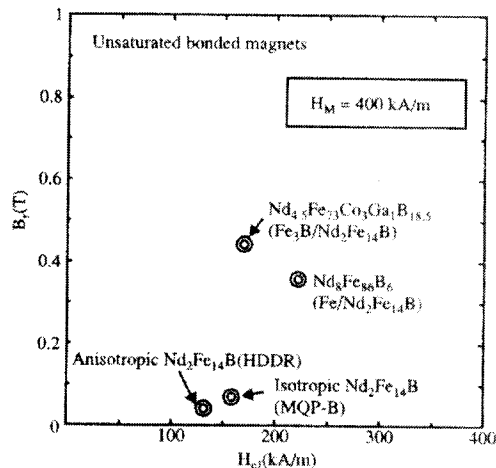


圖6. 幾種稀土膠磁材料在極低的磁場400 kA/m(5kOe)充磁後之磁性比較。

比較，後者磁粉內之軟磁相磁化因受硬磁相磁化之牽引作用而可作可逆反轉，其機構有如彈簧之作用，因此亦被稱為交換彈性效應磁石 (Exchange-spring-magnet)。

2.3.2.2.3. 易著磁性 NdFeB 磁粉

永久磁石式步進馬達之轉子磁石為配合磁性旋轉解碼 (Magnetic encoder) 之需求，每極之間必須維持約 1mm 之距離，在此情況下，以每極一圈線圈並施以高脈衝磁場磁化的方法有其困難度與限制，因此必須開發出低磁場即能獲得高磁化的硬磁材料。這包括了前述的 α -Fe/Nd₂Fe₁₄B (如 Nd₈Fe₈₆B₆) 及 Fe₃B/Nd₂Fe₁₄B (如 Nd_{4.5}Fe₇₃Co₃Ga₁B_{18.5}) 複合納米晶磁粉。圖 6. 為幾種稀土膠磁材料在極低的磁場 400 kA/m (5kOe) 充磁後之磁性比較，從圖中可看出 Nd₈Fe₈₆B₆ 及 Nd_{4.5}Fe₇₃Co₃Ga₁B_{18.5} 都比 NdFeB HDDR 及等方性 NdFeB MQP-B 磁粉有較佳之殘留磁束密度及本質矯頑磁力，其磁性已可達到以 800 kA/m 以上磁場充磁後磁粉磁性的 60% 左右，此磁性已可滿足多極化磁石之所需 (如掃描器內之馬達磁石)，此類複合納米晶磁石是少數可以在極端低磁場下著磁的稀土磁石，惟較低的矯頑磁力會因溫度上升而產生較大的不可逆磁損失。以 Nb 添加於 Nd₈Fe₈₆B₆ 中不僅可提高矯頑磁力，降低溫度係數卻又不犧牲其著磁特性。其主要原因乃來自於 Nb 所造成晶粒的微細化。

2.3.2.2.4. 耐熱性 Nd₂Fe₁₄B 系磁粉

汽車內大部份馬達磁石通常都要求要能使用到 180 °C 左右之耐熱度，就膠磁而言，除了樹脂之耐熱性外，磁粉溫度係數 (α_H) 約在 -0.5%/K ~ -0.6%/K 之間，比 SmCo 系的 -0.3%/K 還要差。但是等方性磁粉如 NdFeB MQ 磁粉的 α_H 為 -0.4%/K

約為異方性磁石的 2/3。又晶粒間較強的交互作用力將可以有效降低 α_H ，而其主要即決定在於晶粒是否足夠微細化。最近，在 Nd_{11.5}Fe_{82.5}B₆ 中以 Nb 取代少量的 Fe 製成之超冷薄帶，其不可逆減磁率獲得極明顯之改善，而 iHc 卻沒有下降 (88~112 kA/m)。此材料所製作之磁石 α_H 約為 -0.31~-0.35%/K，被認為有可能使用到 180 °C 之環境。另外 Fe₂B/Nd₂Fe₁₄B 系複合納米晶磁石 Nd_{5.5}Fe₆₆Co₅Cr_{5.5}B_{18.5} 的 α_H 為 -0.32%/K，iHc 為 610 kA/m 左右亦具有極高之耐熱性。這些磁石未來都可望逐漸被應用到汽車內之馬達上。

2.3.2.2.5. 高矯頑磁力複合納米晶磁粉

前面已提及隨著軟磁與硬磁相間交換作用力的提升，磁粉之 Br 及 (BH)_{max} 會增加，但 iHc (或 Hc_j) 確會隨之下降。然而提高 iHc 將有助於磁石之應用及較高溫下之使用。本實驗室在低稀含量 (9-11 at%) 及高硼含量 (10-11 at%) 之 NdFeB 合金中，利用少部份的過渡金屬 (Cr) 取代 Fe，可以成功的使半穩定的 Fe₃B 相分解出 α -Fe 相 (並壓抑 Nd₂Fe₂₃B₃)，並形成更多之 2:14:1 硬磁相。又利用少量先前採用之 La 取代一些 Nd 來抑制晶粒之成長，而可獲得僅具 α -Fe 與 (Nd,La)₂(Fe,Cr)₁₄B 之兩磁性相合金及少量富鉻相存在於晶界間。由於晶粒獲得細化及單純的兩相使得磁性體內 α -Fe 與 (Nd,La)₂(Fe,Cr)₁₄B 兩相間之交換作用力增加而提高 Br，儘管 La 與 Cr 的加入都稀釋了一些磁化。又因為晶界間有富鉻相的存在，稍微隔離了晶粒及其對晶界產生之平滑作用而提高了矯頑磁力 (iHc)，最佳磁性得以從 Br = 8.0 kG, iHc = 5.5 kOe, (BH)_{max} = 10.2 MGOe 提高至 Br = 8.3 kG, iHc = 9.1 kOe, (BH)_{max} = 12.5 MGOe。經以 (Nd_{0.95}La_{0.05})_{9.5-11}Fe₆₆Cr₂B₁₀ 薄帶進行最佳化後更獲得了

Br = 8.6-9.7 kG, iHc = 9.1-13.2 kOe, (BH)_{max} = 13-18 MGOe 的高 Br、超高 iHc 及超高磁能積之 α-Fe/Nd₂Fe₁₄B 型複合磁粉。其磁性可超過目前 NdFeB MQ 磁粉之磁性。圖 7. 為 (Nd_{0.95}La_{0.05})_{7.5+x}Fe_{ba1}Cr₂B₁₀ 之去磁曲線比較。又於 (Nd_{0.95}La_{0.05})_{9.5}Fe_{80-x}Co_xCr₂B_{10.5} 以 Co 取代一部份的 Fe 達 x=10 時磁性更可達 Br=10.4 kG, iHc=9.5 kOe, (BH)_{max}=19.8 MGOe 之值。其不可逆磁損及溫度係數亦可達到目前商用膠磁粉之水準以上。最近之研究結果證明其它的耐火元素, 如 Mo, Ti, V, Nb, 亦和 Cr 一樣有相同甚或更佳之效果。

2.3.2.2.6. NdFeB HDDR 磁粉(異方性)

等方性磁石之優點如前所述是異方性磁石所無法完全取代的, 而惟一的缺點即為磁性較低, 目前異方性之膠磁以 SmCo₅ 系(8.5-9.5 MGOe)及 Sm₂(Co、Fe、Cu、Zr)₁₇ 系(13-17 MGOe) 為主, 前者主要以射出型為主, 後者主要以壓縮成型為主。表 7. 為稀土膠磁可能使用之各種硬質磁性材料磁特性及其磁能積之理論極限值。其中 (Sm, Zr)(Fe, Co)₁₀N_x 有最大的飽和磁化值 1.7 Tesla, 惟其乃由超急冷(rapid quenched)的方式獲得半穩態的 TbCu₇ 結構, 只能成爲

等方性磁石, 因而異方性膠磁磁粉還是以 Nd₂Fe₁₄B 系為主。但是 Nd₂Fe₁₄B 之結晶異方性場為 5.6 MA/m (70Koe), 單磁區粒子相當的小(約 0.3 μm)非常難以傳統粉碎方式製作那麼細的粉體而不會氧化(甚至於自燃)。因此, 如何製作出粉體較粗且又可利用磁場配向之微晶集合體是必要的方法。日本三菱材料之武下等人則以 HDDR 方式達到上述之目的, 其詳細之過程包括以 Nd₂(Co, Fe, Ga, Zr)₁₄B 系合金經(1) 900-1200 K 下通以 0.1MPa H₂ 予以吸氫處理(2)在上述處理中 2:14:1 相分解成 NdH₂、α-Fe 及 F₂B(3)在 900-1200K 下將 H₂ 從粉體中吸出(4)H₂ 被吸出後 2:14:1 相再次形成。一般 NdFeB 合金所製作之磁粉經 HDDR 製程後都只具有等方的特性, 但很特別的是若合金含有 Ga 及 Zr, 在處理過程中合金粉體被細化, 添加的 Ga、Zr 等元素會成爲再形成 2:14:1 相之成核種子, 因此重新形成之 2:14:1 細磁粉得以保有原先粗粉之方向性, 亦即爲有用之異方性磁粉。以此異方性磁粉可製成磁能積 21 MGOe 之壓縮磁石及 16 MGOe 之射出型磁石。

表 7. 各種稀土膠磁用磁性材料特性及磁能積理論極限值。

化合物	T _c (K)	4πM _s (T)	H _a (MA/m)	(BH) [*] max	
				Theoretical	Real
SmCo ₅	988	1.14	22	259	96(A)
Sm ₂ Fe ₁₇ N ₃	747	1.57	20	493	176(A)
Nd ₂ Fe ₁₄ B	588	1.60	5.6	509	175(A)
(Sm, Zr)(Fe, Co) ₁₀ N _x	-	1.70	6.2	575	-
Fe ₆₅ Co ₃₅ /Sm ₂ Fe ₁₇ N ₃	-	2.35	-	1090	-
SmCo ₅ /Sm ₂ Co ₁₇	-	1.48	-	436	164(I)
Fe ₃ B/Nd ₂ Fe ₁₄ B	-	1.60	-	300(I)	66.1(I)
α-Fe/Nd ₂ Fe ₁₄ B	-	1.85	-	400(I)	93.4(I)
α-Fe/SmFe ₇ N _x	-	-	-	-	80(I)

(A：異方性；I：等方性)

2.3.3 新型稀土膠磁粉之研究

目前之商用稀土膠磁粉以 SmCo_5 及 $\text{Sm}_2(\text{Co}, \text{Fe}, \text{Cu}, \text{Zr})_{17}$ 及 NdFeB MQ 系為主，最近幾年新材料之研究被認為最有可能商業化的包括 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ 及 $(\text{Sm}, \text{Zr})(\text{Fe}, \text{Co})_{10}\text{N}_x$ 磁粉。

2.3.3.1. $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ 系異方性磁粉

$\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ 為結晶異方性場相當大之材料，若以磁性來比較，它具有與 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 系 HDDR 異方性磁粉幾乎並駕齊驅的高特性，例如其異方性壓縮磁石磁能積可達 21MGOe，射出磁石磁能積亦可達 17MGOe，是相當具有商用價值的新型磁粉，惟由於它在使用時必須先予以微粉作業，而易造成本質矯頑磁力(iHc)的降低，為防止該現象的發生造成特性上之衰減，而有以 Zn 粉做為粉體間之結合材料，亦可利用 Zn 在高溫下先行熔解而覆蓋 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$ 磁粉減低其表面因粉碎所造成之缺陷，iHc 因而得以維持較高之值。另外亦有利用真空蒸鍍法在 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ 微粉上覆蓋薄薄一層 Zn，再利用該粉體製成異方性膠磁。有蒸鍍 Zn 與未蒸鍍 Zn 之磁粉 iHc

經時變化比較，前者在 120 °C 的大氣之下長時期仍然保持穩定之 iHc，而後者則迅速衰退。本系列磁粉在磁性上是具有極高商用潛力的材料，惟在製作磁粉上必須先製成 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ 粉體再予以適量滲氮處理使 N 原子擴散到晶胞內之八面體中心，因為 N 的作用使其延晶胞 C 軸方向產生磁異方性及極高之飽合磁化亮。在大量生產方面是比先前 NdFeB 系 HDDR 及快速冷卻法(MQ)來得不經濟，其是否能被商業化有待考驗。

2.3.3.2. $(\text{Sm}, \text{Zr})(\text{Fe}, \text{Co})_{10}\text{N}_x$

此系合金粉為目前所開發出之磁石合金中具有最高飽和磁化量(1.7 T)之材料(如表 7. 所列)，其製作方法與 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ 稍有差異。首先是利用快速冷卻法製成 $(\text{Sm}, \text{Zr})(\text{Fe}, \text{Co})_{10}$ 之合金薄帶，再經過退火獲致較佳之晶粒，最後再予滲氮處理以產生足夠之 iHc。其主相為半穩定的 TbCu_7 結構，磁粉中包括了許多納米級的等方性微晶組織，有別於 $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x$ 的單結晶單磁區磁粉，最終只能作成等方

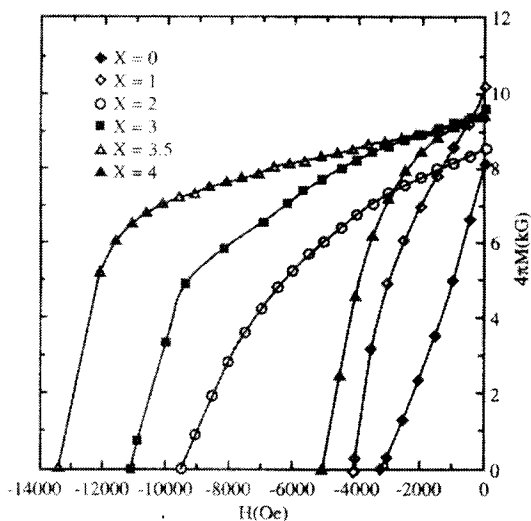


圖 7. $(\text{Nd}_{0.95}\text{La}_{0.05})_{7.5+x}\text{Fe}_{\text{bal}}\text{Cr}_2\text{B}_{10}$ 之去磁曲線比較。

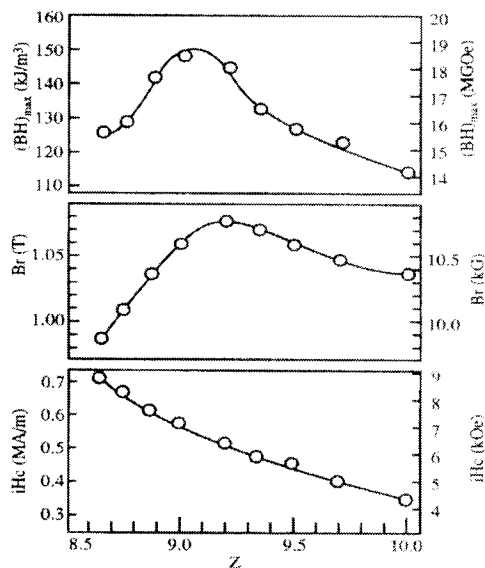


圖 8. $(\text{Sm}_{0.75}\text{Zr}_{0.25})(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_{10}\text{N}_x$ 之磁性質比較

性磁石，由於其本身的高飽和磁化及微晶間之交互作用力而能獲致高磁能積。(Fe, Co)/(Sm, Zr)之比例 (Z) 對該磁粉之磁特性有明顯之影響，如圖 8 所示，在 Z=9 左右可得到最佳之 Br 及(BH)max 值，但 iHc 只能達 7kOe 左右。其中 $(\text{Sm}_{0.75}\text{Zr}_{0.25})(\text{Fe}_{0.7}\text{Co}_{0.3})_9\text{N}_x$ 之磁性質為 Br=1.06 T，iHc=7.1 kOe，(BH)max=18.5 MGOe，與 $\alpha\text{-Fe/Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 複合納米晶磁粉之磁性相當。

三、國內之研究

1. 研究機構:

1977年由金屬工業研究所開始研究Sr系異方性 Ferrite及FeCrCo磁石。1984年起由中科院材發中心及工業技術研究院材料研究所開始研究SmCo₅、Sm₂TM₁₇及NdFeB磁石等稀土磁石技術。而材料、機械及光電研究所分別從1988年起研究磁路分析及應用設計技術，時至今日僅賸下磁路分析及應用設計技術在研究機構繼續進行著。

2. 大學:

清大材料所在稀土永磁相關之研究從以前到目前包括了Sm₂TM₁₇、NdFeB、Sm₂Fe₁₇N_x、NdFeB nanocomposites 及 NdFeB & ferrite thin films。最近幾年主要以NdFeB nanocomposites薄帶及 NdFeB & ferrite thin films為主。逢甲大學材料所之研究則包括了Sm₂TM₁₇、SmCox 磁粉、Sm₂Fe₁₇N_x 及 NdFeB thin films。台大材料所則以Sr-ferrite、MnAlC & PtFe thin films 為主。成大材料所亦以磁膜研究為主包括了PtCo & PtFe thin films等。中正大學物理所之研究範圍包括了1:12 型 nitride、Sm₂Fe₁₇N_x、NdFeB & Sr-ferrite thin films、新型高性能 $\alpha\text{-Fe/Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 型複合磁粉以及高磁能積及高溫

型燒結NdFeB磁石，最近幾年則以後兩者之研究主題為重點。總體而言，目前以納米晶稀土磁粉之研究僅賸清大材料所及中正物理所兩處。而高性能燒結磁石之研究則僅中正物理所一處。國人在高性能稀土永磁材料之研究所投入之人力大約僅佔中國大陸之5%而已。可幸的是在永磁薄膜、新型高性能 $\alpha\text{-Fe/Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 型複合磁粉以及高磁能積及高溫型燒結NdFeB磁石的研究成果方面國人的表現卻有過之而無不及。

四、結論

稀土燒結磁石挾其較強的磁能積及矯頑磁力，而得以使其下游資訊、電子、電機產品達到輕薄短小化或省電化。SmCo₅ 磁石因磁性較低已少有應用，而 Sm₂TM₁₇ 型磁石因磁性較高且居里溫度最高，因而適用於需要抵抗高溫的環境，使用溫度達 400°C 以上已非難事。NdFeB 磁石磁性最高，已廣泛被應用到一些較低溫的環境(<150 °C)，而最高亦可達到 220 °C 之高溫，其產量及產值都是目前所有永久磁石之最。

稀土膠磁因為製作容易又可製成薄肉多極化，已成為許多資訊、機電產品之不可或缺之永磁材料。NdFeB MQ 磁石挾其多年來的優勢將繼續主導著稀土膠磁的未來。而在其他需要較高磁性的應用場合，微晶 NdFeB， $\alpha\text{-Fe/Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 及 Fe₃B/Nd₂Fe₁₄B 型複合納米晶磁粉有可能逐漸取代 NdFeB MQ 磁粉，高性能之(Nd, La)₉₋₁₁(Fe, Co, M)_{ba}B_{10-10.5}(M=過渡金屬)複合磁粉不僅磁性可高於商用 NdFeB MQ 磁粉、製程上亦與之相似而具有商用潛力。Sm₂Fe₁₇N_x 及(Sm, Zr)(Fe, Co)₉₋₁₀N_x 之磁粉雖亦具極佳之磁性，但製程較冗長，大量滲氮處理較難將

會阻礙其應用之可能性。簡而言之，跨越 2000 年之後稀土膠磁仍將是以 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 為主相的磁粉(如 NdFeB MQ、納米晶 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 及複合納米晶 NdFeB 磁粉)為主流。

參考文獻

1. B.D.Cullity, Introduction to magnetic materials, Addison-wesley Publishing Company, 1991.
2. “磁性材料之製作技術與應用” 粉末冶金技術手冊, 中華民國粉末冶金協會出版, p.369-93。
3. Gorham Advanced Materials, Eighth International Bussiness Development Conference, 1993.
4. Y. Tawara and H. Senno, Proceedings of the II International Workshop on RE-Co Magnets, University of Dayton, Ohio (1976), P.340.
5. H. Yamamoto, "NEOMAX UPDATE '97" Presented at NdFeB97 (Chicago, IL, April 14-16, 1997)
6. S. Hirosawa, 第十二屆磁學及磁性技術研討會論文集, (1997) 76.
7. 張文成, 清華大學博士論文, (1989).
8. S. Hirosawa and H. Tomizawa, 日本應用磁氣學會誌, Vol. 21, No.4-1 (1997) 160.
9. B. M. Ma, W. L. Liu, Y. L. Liang, D. W. Scott and C. O. Bounds, J. Appl. Phys. 15 (1994) 6628.
10. 金重勳, 磁性技術協會會訊, 11 期 (1997) 18.
11. 張文成, 磁性技術協會會訊, 16 期 (1998) 4.
12. W. C. Chang, D. Y. Chiou, S. H. Wu, B. M. Ma and C. O. Bounds, Appl. Phys. Lett. 72 (1998)121.

國立清華大學物理系誠徵：

專任助理教授、副教授或教授若干名，應徵者之物理領域不限定。需有博士學位，並將優先考慮有博士後研究工作經驗者。有意者請將履歷表（請註明國籍）、論文著作目錄、代表性論文抽印本數篇、研究計劃書摘要、及至少三封推薦函（請自行安排）在 2/19/2001 前寄達：中華民國臺灣新竹市(300)光復路二段 101 號，國立清華大學物理系主任齊正中。Fax：886-3-5723052，Tel：886-3-5719037，e-mail：chairman@phys.nthu.edu.tw（如對申請職級有選擇者，請於函中表明）。