



# 稀土永磁材料研究新进展\*

王尔德\*\* 石刚 郭斌 胡连喜

(哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001)

**摘要:** 综述了稀土永磁材料研究的新进展,重点介绍了具有磁交换耦合作用的新型纳米复合永磁体。通过列举一些典型永磁体合金和其磁性能,讨论了不同合金成分、制备工艺以及添加微量元素对磁性材料微观结构和磁性能的影响。同时说明了在纳米复合永磁材料中硬磁相与软磁相间的磁交换耦合作用机理,以及交换耦合作用对纳米复合永磁材料磁性能的影响。

**关键词:** 稀土永磁体;纳米复合;磁交换耦合;磁性能

## Recent research progress in rare-earth permanent magnetic materials

Wang Erde, Shi Gang, Guo Bin, Hu Lianxi

(School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** Recent research progress in rare-earth permanent magnetic materials is reviewed, with special emphasis focused on the new rare-earth based magnetic exchange-coupling nano-composites. Some typical permanent magnetic alloys and their properties are exemplified. The effects of alloy composition, processing route, and various transition elements addition on the microstructure and magnetic properties of magnets are discussed. The mechanism of magnetic exchange-coupling between the hard and the soft magnetic phase in the nano-composite materials and the effect of such exchange-coupling on the magnetic properties of the nano-composite magnets are explained.

**Key words:** rare-earth permanent magnets; nano-composites; magnetic exchange-coupling; magnetic properties

### 1 前言

我国具有丰富的稀土资源,为把资源优势转化为经济优势,稀土永磁材料的开发利用具有重要意义。目前,Nd-Fe-B 稀土永磁体得到广泛应用,在现代科技产品及人们生活中发挥了重要作用。

图 1 所示为 20 世纪各种磁性材料磁性能的发展情况<sup>[1]</sup>。可以看出,磁性材料开始使用的是钴钢体磁性材料,其最大磁能积比较低。然后铁氧体永磁材料被人们所发现,到 50 年代,其磁性能有一定提高,尽管性能还很低,但因为很高的性能价格比而被大量使用,现在仍然有大量的需求,产量最高,通过提高磁性颗粒取向性等,可得到  $40\text{kJ}/\text{m}^3$  以上的最大磁能积。六七十年代又开发出了 Sm-Co 类永磁材料,将稀土元素与过渡族元素结合,使材料的磁

性能有较大的提高。由于这种磁体合金含有战略性元素 Co,因此磁体价格很高,一般应用在比较重要的零件上。当前最受关注的是 Nd-Fe-B 以及 Sm-Fe-N 稀土永磁材料,是迄今为止具有最高磁能积的强磁体。

纳米晶稀土永磁材料<sup>[2]</sup>是一种新型的永磁体,具有高剩磁、高磁能积和相对高的矫顽力以及低的稀土含量和较好的化学稳定性,是一种有广泛应用前景的廉价稀土永磁材料。纳米晶稀土永磁与传统永磁不同,随着晶粒尺寸的减小,比表面积增大,晶间交换耦合作用显著增强,在传统永磁中可以合理忽略的晶间交换耦合作用,在纳米晶稀土永磁中则显得十分重要。

近年来,纳米晶复合永磁体<sup>[3,4]</sup>因其具有极高

\* 教育部及黑龙江省归国学者基金(LC02C06),哈尔滨工业大学交叉学科基金项目(HIT.MD2001.09)

\*\* 王尔德(1943.12-),教授,博士生导师,主要从事机械合金化、纳米材料等研究。E-mail:wed@hit.edu.cn

收稿日期:2003-05-07

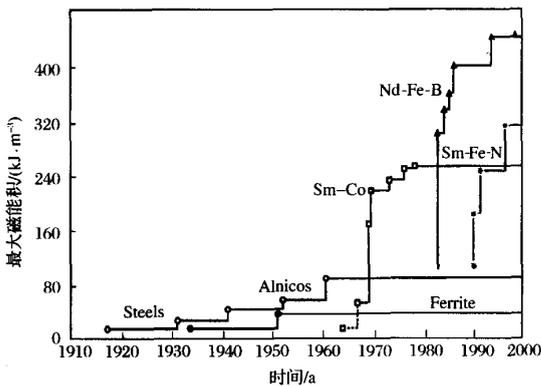


图1 20世纪各种永磁材料进展

的理论磁能积而越来越受到人们关注。它是由软磁相和硬磁相在纳米尺度内复合组成的永磁材料,通过矫顽力低的软磁相与矫顽力高的硬磁相之间的交换相互作用而实现磁耦合,获得较高的磁性能。纳米复合磁体由荷兰人 Coehoorn<sup>[5]</sup>在1988年通过熔体快淬法先制成  $\text{Nd}_4\text{Fe}_{77.5}\text{B}_{18.5}$  非晶薄带,再在  $670^\circ\text{C}$  晶化处理得到的各向同性合金,有很强的剩磁增强效应。结构分析发现,该合金粉末由  $10\sim 30\text{nm}$  的硬磁相  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  和软磁相  $\text{Fe}_3\text{B}$  组成,由此认为,纳米复合永磁材料剩磁增强效应是由硬磁和软磁相晶粒间的交换耦合作用引起的。1993年 Skomski 和 Coey 等人<sup>[6,7]</sup>指出:取向排列的纳米复合磁体的理论磁能积可达到  $1\text{MJ}/\text{m}^3$ ,它要比目前磁性能最好的烧结 Nd-Fe-B 磁体的磁能积高一倍,而目前所报道的纳米复合磁体磁能积最大值仅为  $185\text{kJ}/\text{m}^3$ ,还远远低于理论值。尽管这种磁体的剩磁有了很大提高,但是矫顽力的下降较多,因此导致

磁能积不高。

正是由于实际值与理论值相差甚远,引起了国内外学者对其进行了广泛深入的研究,使得纳米晶复合永磁材料的磁性能,尤其是矫顽力的研究成为目前磁性材料研究领域的热门课题。本文主要介绍最近各种纳米晶复合磁性材料的研制及纳米双相耦合机制研究的进展。

## 2 纳米晶复合永磁材料的制备工艺及性能

目前,生产纳米晶稀土系磁粉的制备工艺主要有:熔体快淬法<sup>[8,9]</sup>、机械合金化法<sup>[10]</sup>、氢化-歧化-脱氢-再结合法(HDDR)<sup>[11]</sup>。然后通过烧结、粘结、热压等方法制成磁体。其中熔体快淬法已广泛应用于工业生产,是制备  $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$  系列纳米晶复合永磁材料使用得比较多,也是研究比较深入的一种工艺方法。而机械合金化法和 HDDR 法还处在实验室研究阶段。

### 2.1 熔体快淬法

熔体快淬法通常是利用单辊真空熔体快淬设备冶炼母合金,然后真空快淬得到鳞片状薄带,其晶粒大小一般在  $30\text{nm}$  左右,经粉碎和适当热处理得到细小的稀土合金磁粉末。这种粉末一般为各向同性,用它制备的粘结磁体其磁能积一般在  $64\sim 96\text{kJ}/\text{m}^3$ 。采用熔体快淬法制备的纳米复合永磁材料,由于快淬薄带冷却速度不均导致了材料晶粒尺寸差别较大,进而影响了晶粒间的耦合作用,使磁性能不太理想。目前,市场上大部分快淬 Nd-Fe-B 合金的成分及制备工艺由美国公司开发并取得专利,其产品牌号及磁性能见表1。

表1 MQI快淬Nd-Fe-B磁粉及粘结磁体性能<sup>[12]</sup>

牌号	磁性能				产品形式
	$B_r/\text{T}$	$H_{cb}/(\text{kA}\cdot\text{m}^{-1})$	$H_{ci}/(\text{kA}\cdot\text{m}^{-1})$	$(BH)_{\max}/(\text{kJ}\cdot\text{m}^{-3})$	
MQI-A	0.63	448	1200	72	各向同性磁粉
MQI-B10	0.69	416	720	80	
MQI-C9H	0.63	448	1280	72	
MQI-D10	0.68	448	816	80	
MQI-08	0.61	424	1000	68	
MQP-A	0.74~0.78	509	1035~1360	96	粘结磁体
MQP-B	0.80~0.84	430	637~796	96	
MQP-C	0.73~0.78	501	1114~1433	96	
MQP-D	0.78~0.82	501	716~915	100	
MQP-N	0.78	438	677~836	88	
MQP-O	0.72~0.77	486	471~1114	84	
MQP-Q	0.90	239	279	92	

Liu 和 Davies<sup>[13]</sup>将水冷轮转速控制在 22m/s, 对  $\text{Nd}_9(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{84}\text{Ca}_1\text{B}_6$  直接进行快淬, 得到的薄带基本为非晶态, 并在 600~800℃ 温度下等温退火 4min。结果发现, 当退火温度为 720℃ 时, 纳米晶复合磁体的剩磁和矫顽力同时获得最大值。

## 2.2 机械合金化法

机械合金化法是制备纳米晶稀土永磁材料一种有效方法, 其工艺简单、经济, 用此法可以制造各向同性磁粉及各向异性磁粉, 并由此制备出非晶和纳米晶磁性材料, 具有较广泛的工业化应用前景。1993 年, J. Ding 等<sup>[14]</sup>较早报道了采用机械合金化方法制备纳米晶  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_x/\alpha\text{-Fe}$  永磁材料, 发现当晶粒尺寸细化至 20nm 左右时, 其剩余磁化强度高达 0.8  $M_s$  以上。此后, Coey 等<sup>[15]</sup>进一步研究了用机械合金化制备纳米晶  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3/\alpha\text{-Fe}$  永磁材料的工艺及材料的组织结构与磁性能, 发现加入少量 Zr 或 Ta, 可使机械合金化方法制备的纳米晶  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3/\alpha\text{-Fe}$  永磁材料的晶粒尺寸由 20~30nm 进一步减小至 10~20nm, 并且其氮化过程可以在低温下进行。高分辨率的 SEM 和 TEM 分析表明, 构成这种纳米晶复相稀土永磁材料的硬磁相  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3$  与软磁相  $\alpha\text{-Fe}$  的比例约为 60:40, 纳米硬磁相与软磁相晶粒相互分隔, 获得较好的耦合作用。另外也有学者研究通过机械球磨方法制备纳米晶 Nd-Fe-B 永磁材料。Miao 等<sup>[16]</sup>在 1996 年对成分为  $\text{Nd}_{2x}\text{Fe}_{100-x}\text{B}_x$  ( $x = 2 \sim 6$ ) 的合金进行球磨, 得到了各向同性的纳米双相磁性材料, 剩磁有显著提高。

## 2.3 HDDR 法

20 世纪九十年代初兴起的 HDDR 法制备 Nd-Fe-B 稀土永磁材料越来越受到各国研究者的关注。这种方法由英国伯明翰大学 Harris 教授提出, 它是将 Nd-Fe-B 合金放在有一个大气压左右氢气的密封容器中, 在 700~900℃ 温度范围内使其与氢气反应, 合金发生吸氢并歧化, 然后在同样温度下进行真空脱氢以及再结合, 得到晶粒大小约为 300nm 的细晶组织。用该方法可生产出具有高矫顽力的磁体。但由于其反应在 800℃ 左右的高温下才能进行, 一般得到的是亚微细晶组织材料, 因此很难获得纳米晶组织, 这一点从纳米双相耦合理论上来说, 严重影响了材料硬磁相与软磁相之间的耦合作用, 很难获得高性能的复合磁体。很多研究者<sup>[17,18]</sup>通过添加微量元素, 经 HDDR 处理, 在脱氢及再结合过程中,

材料晶粒的结晶方向具有了一定的取向性, 或者说晶粒具有记忆效应而得到具有磁取向的各向异性磁粉, 并已制备出了具有较好磁性能的各向异性 HDDR 磁体。也有文献<sup>[19]</sup>指出, 不添加其它元素, 仅通过适当的改变 HDDR 过程中歧化及再结合工艺, 同样可以生产高性能的各向异性磁体。目前市场上供应的 HDDR 各向异性 Nd-Fe-B 磁粉的磁能积为 260kJ/m<sup>3</sup> 左右, 粘结成各向异性 Nd-Fe-B 磁体的磁能积为 130kJ/m<sup>3</sup> 左右。已有研究者在实验室条件下制备出了磁能积将近 180kJ/m<sup>3</sup> 粘结磁体<sup>[19]</sup>。

Gutfleisch<sup>[20]</sup>等人通过改变 HDDR 工艺对  $\text{Nd}_{16.2}\text{Fe}_{78.2}\text{B}_{5.6}$  合金进行研究, 用适当的处理时间可得到具有高各向异性材料。对 900℃ 下处理 15min 的歧化组织进行缓慢脱氢及再结合, 结果发现,  $\text{NdH}_{2\pm x}$  和 Fe 相由杆状结构转变为颗粒状形态, 并有 10~50nm 的  $\text{Fe}_3\text{B}$  相存在, 说明中间相  $\text{Fe}_3\text{B}$  的形成对 HDDR 工艺中材料结构的产生具有重要作用。

## 2.4 各典型工艺对纳米复合永磁材料性能影响

表 2 为几种典型方法制备的纳米复合永磁材料。从中看出, 对纳米复合永磁材料的研究多集中在熔体快淬法。但快淬法制成的复合永磁材料的磁性能不理想, 其最高磁能积仅为 165.6kJ/cm<sup>3</sup>。同样对于采用机械合金化或机械球磨法制备的纳米双相永磁材的料性能也没有较大的突破。但用这种方法制备  $\text{SmFeN}/\alpha\text{-Fe}$  复合磁体, 其矫顽力可达到 680kA/m, 如果能进一步改善剩磁性能, 则其磁能积将会有很大的提高。

另外, 由于传统 HDDR 法自身工艺条件的限制, 还很难制备出纳米复合永磁材料, 但 HDDR 法的优势在于它能够制备高矫顽力的各向异性磁体, 本文作者正尝试用机械球磨与 HDDR 法相结合制备纳米晶复合永磁材料, 可望能制备综合性能好的复合永磁材料。

## 2.5 添加元素对纳米复合永磁材料性能的影响

很多人采取添加微量元素的方法来改善纳米复合磁体的显微结构, 以提高材料的磁性能。

文献[30]研究了添加 Nd、Dy、Zr、Nb 对快淬纳米晶永磁合金薄带磁性能的影响。研究发现, 通过添加少量的 Dy 和 Nb, 制成的  $\text{Nd}_{8.16}\text{Fe}_{84.84}\text{Nb}_1\text{Dy}_1\text{B}_5$  纳米合金具有较高的综合磁性能。

Thompson<sup>[34]</sup>等人分别研究了 Co、Ga 对 HDDR

各向异性 NdFeB 磁性能和各向异性的影响。研究表明,合金元素 Co、Ga 的加入,使主相  $Nd_2Fe_{14}B$  在歧化反应中稳定性的提高,从而决定了磁各向异性

的形成,提高了 Nd 边界相在氢气中的稳定性,改善了歧化和再复合组织的均匀性,让材料同时具有高的矫顽力和较大的各向异性。

表2 不同方法制备的纳米复合永磁材料的性能

合金	磁性能			参考文献	制造方法	
	$B_r/T$	$H_{ci}/(kA \cdot m^{-1})$	$(BH)_{max}/(kJ \cdot m^{-3})$			
$Nd_9Fe_{86}B_5$	1.10	485	158	21~24	熔体快淬法 (最佳快淬速度)	
$Nd_{9.5}Fe_{85.5}B_5$	1.07	552	136			
$Nd_5Fe_{76.5}B_{18.5}$	1.05	300	83.7	25~28		
$Nd_{4.5}Fe_{77}B_{18.5}$	1.19	290	107			
$Pr_8Fe_{86}B_6$	1.23	416.7	165.6	29,30		
$Pr_9Fe_{85}B_6$		529.3				
$Pr_4Fe_{77.5}B_{18.5}$		238.8				
$Pr_6Fe_{90}B_4$	1.42		132	31		
$Nd_8Fe_{88}B_4$	1.05	335	178	32		机械合金化/ 机械球磨法
$Nd_8Fe_{87}V_1B_4$	1.04	334	174			
$Nd_8Fe_{87}Cr_1B_4$	1.04	334	174			
$Nd_8Fe_{87}Ga_1B_4$	0.97	255.7	173			
$Sm_2Fe_{17}N_3/\alpha-Fe$		680		33		

表3中列出了一些文献所报道的添加元素对纳米复合永磁材料磁性能的影响。从中看到,通过添

加微量元素,对于  $Fe_3B$  基纳米晶复合永磁材料各项性能的改变不是很大,但对于  $Nd_2Fe_{14}B/\alpha-Fe$  系和

表3 各种添加元素对快淬纳米晶复合永磁合金性能的影响

类别	合金 (原子分数)	磁性能			参考文献
		$B_r/T$	$H_{ci}/(kA \cdot m^{-1})$	$(BH)_{max}/(kJ \cdot m^{-3})$	
$Nd_2Fe_{14}B/\alpha-Fe$ 系列纳米晶复合 永磁材料	$Nd_{10}Fe_{84}Ti_1B_5$	0.94	390	82	21~24
	$Nd_6Fe_{87}Nb_1B_6$	1.04	300	78	
	$(Nd_{0.95}La_{0.05})_{9.5}Fe_{85.5}B_5$	1.03	464	113.6	
	$(Nd_{0.90}La_{0.10})_{9.5}Fe_{85.5}B_5$	0.96	504	123.2	
	$(Nd_{0.85}La_{0.15})_{9.5}Fe_{85.5}B_5$	1.01	456	128	
	$Nd_{12}Dy_1Fe_{81}Nb_1B_6$	0.86	461.4	117.4	
	$Nd_7Dy_1Fe_{86}Nb_1B_5$	1.03	577.1	122.4	
$Nd_{5.9}Dy_1Fe_{87.6}Nb_1B_{4.5}$	0.99	405.9	99.5		
$Nd_{8.16}Fe_{84.84}Nb_1Dy_1B_5$	1.02	702.9	133.3		
$Nd_2Fe_{14}B/Fe_3B$ 基纳米晶复合 永磁材料	$Nd_5Fe_{71.5}B_{18.5}Co_5$	1.02	330	90.3	26~28
	$Nd_5Fe_{70.5}B_{18.5}Co_5Si_1$	1.19	320	118.5	
	$Nd_5Fe_{70.5}B_{18.5}Co_5Ga_1$	1.18	340	121	
	$Nd_5Fe_{71.5}B_{18.5}Dy_2$	0.96	410	80.2	
	$Nd_{4.5}Fe_{74}B_{18.5}Cr_3$	1.05	380	101	
	$Nd_{4.5}Fe_{74}B_{18.5}Co_3$	1.2	340	123	
	$Nd_{4.5}Fe_{73}B_{18.5}Co_3Si_1$	1.23	340	134	
$Nd_{4.5}Fe_{73}B_{18.5}Co_3Ga_1$	1.21	340	128		
$Pr_2Fe_{14}B/\alpha-Fe$ 系列纳米晶复合 永磁材料	$Pr_8Fe_{85}Zr_1B_6$	1.1	493.5	152	30
	$Pr_8Fe_{84}Zr_2B_6$	1.07	533.3	145.6	
	$Pr_8Fe_{85}Nb_1B_6$	0.84	382	87.6	
	$Pr_8Dy_1Fe_{85}B_6$	0.87	438.6	77.6	
	$Pr_8Dy_1Fe_{84}Nb_1B_6$	1.03	692.5	131.8	
	$Pr_8Dy_1Fe_{83.5}Nb_{1.5}B_6$	0.9	588.2	114.4	
$Pr_8Dy_1Fe_{83}Nb_2B_6$	0.85	571.5	96.3		

$\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$  系纳米复合永磁材料磁性能的提高有很大作用。还发现,对于这两个系列的永磁材料,若添加少量 Dy、Nb,其矫顽力及磁能积有大幅度提高。有研究<sup>[25]</sup>显示,由于同时添加 Dy、Nb,使得合金的平均晶粒尺寸大大降低。正是由于晶粒的细化,使得晶粒间的耦合作用增强,磁性能得到提高。另外,添加 Dy 元素提高了合金材料的各向异性场,对矫顽力的提高有很大作用。

### 3 纳米晶永磁材料耦合机制研究

在纳米晶稀土永磁材料中,剩磁、矫顽力随晶粒尺寸变化的关系由以下两个因素决定:(1)磁的非均匀性取决于硬磁相(晶粒)之间的短程交换作用,而这种非均匀性有利于反磁化畴的形核;(2)软、硬磁相之间的交换作用抑制了软磁相中反磁化畴的形核及长大,软磁相中的反磁化畴的形核场随着晶粒尺寸的增加而下降。软磁相中反磁化畴的形核可引起邻近硬磁相中的磁化强度反转,这种作用取决于两相的分布、晶粒形状、易磁化轴的方向等因素。

纳米双相永磁材料晶粒交换耦合作用是靠两个相邻晶粒相接触时,在界面处不同取向的磁矩产生交换耦合相互作用,使界面处的磁矩取向从一个晶粒的易磁化方向连续的改变为另一个晶粒的易磁化方向,混乱取向的晶粒磁矩趋于平行排列,从而导致磁矩沿外磁场方向的分量增加,获得剩磁增强效应。晶粒的交换耦合作用是短程的,一般与晶粒畴壁厚度相当,约为纳米数量级,因此,交换耦合作用的大小与组成两相的晶粒尺寸密切相关,随着晶粒尺寸的减小,晶粒间的交换耦合相互作用对材料磁性能的影响越来越大。以下介绍一些学者研究的几种纳米双相耦合机制模型。

Kneller<sup>[35]</sup>等人提出了具有高磁晶各向异性的硬磁相和具有高饱和磁化强度的软磁相交替复合的一维简化耦合理论模型。软、硬磁性相存在铁磁性交换耦合,在反向外磁场的作用下,使软、硬磁性相均发生反转磁化,得出只有当软磁性相尺寸  $b_S$  大于某一临界值时,才能取得内禀矫顽力的极大值,并给出了软磁性相区的临界尺寸  $b_{SC}$  以及理论内禀矫顽力  $H_{ci}$  关系式为:

$$b_{SC} = \pi(A_S/2K_H)^{1/2}$$

$$H_{ci} = \frac{A_S \cdot \pi^2}{2\mu_0 M_{sS} b_S^2}$$

式中,  $A_S$  是软磁性相的交换积分常数;  $K_H$  为硬磁性相的磁晶各相异性常数;  $M_{sS}$  为软磁性相的饱和磁化强度。

Schrefl 等人<sup>[36,37]</sup>用有限元法和数值模拟计算了纳米晶复合永磁体的二维模型。采用简化的二维模型模拟磁体晶粒微结构,把晶粒理想化为正六角形的单畴粒子,通过有限元计算晶粒相互作用对磁体性能的影响,得出磁体微结构与晶粒交换耦合相互作用及磁性能的关系,并运用该模型研究了  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$  复合永磁材料。结果发现,随着平均晶粒尺寸的减小,纳米双相复合磁体的剩磁和矫顽力同时增加。例如,在软磁相体积分数为 40%,晶粒尺寸为 20nm 时,磁体剩磁为 1.37T,矫顽力为 0.59T,最大磁能积为 361kJ/m<sup>3</sup>。当晶粒尺寸减小到 10nm 时,相对应数值分别为:1.5T、1.2T 和 439kJ/m<sup>3</sup>。

Skomski 和 Coey<sup>[7]</sup>等人提出一个取向的各向异性模型。基体相是硬磁相 2:17 型稀土氮化合物,它的极轴是取向的,软磁相  $\alpha\text{-Fe}$  高度弥散的分布在基体相内。由于软、硬磁相晶粒间的交换耦合作用,同时硬磁相对软磁相的磁化方向起到了控制作用,因此使得材料既具有软磁相的高剩磁又具备硬磁相的高矫顽力。并得出当硬磁相晶粒理想取向时,取向的纳米双相永磁材料的磁能积表达式为:

$$(BH)_{\max} = \frac{1}{4}(\mu_0 M_s)^2 \left[ 1 - \frac{\mu_0(M_s - M_h)M_s}{2K_h} \right]$$

式中,  $M_s$ 、 $M_h$  分别为软、硬磁相的饱和磁化强度;  $K_h$  为硬磁相各向异性常数。由于  $K_h$  的值很大,因此磁能积为  $\frac{1}{4}(\mu_0 M_s)^2$ 。若考虑取  $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}\text{N}_3/\text{Fe}_{65}\text{Co}_{35}$  纳米晶复合永磁体,并取  $\mu_0 M_s = 2.43\text{T}$ ,则该永磁体的磁能积达到了 1090kJ/m<sup>3</sup>。

### 4 结束语

近年来,随着国内外对稀土永磁材料研究的不断深入,纳米晶稀土永磁材料因为其巨大的发展潜力而越来越受到人们的重视,并且发展迅速,已经开发出各种各样的磁性器件,广泛应用于电力电子、信息、通讯、汽车等领域,并取得令人满意的经济效益<sup>[38]</sup>。与国外相比,我国在磁性材料的研究、生产以及市场应用等领域仍处于中低水平。由于国内生产磁体的磁性能普遍较低,很多国内大规模磁性材

料企业都从美国进口 MQI 快淬磁粉进行加工成形,这在很大程度上影响了我国磁性材料市场的健康发展。因此,我国作为具有丰富稀土资源的大国,应充分利用现有资源,积极开展对高性能稀土永磁材料的研究。

今后,纳米磁性材料的开发应用将会集中在以下几个方面:(1)纳米晶双相稀土永磁合金在电力电子器件系统的应用;(2)利用复合法制备的复合磁性薄膜在超高频领域的应用;(3)由纳米晶软磁材料粉末与橡胶等混合制成的磁屏蔽和微波吸收材料在电波吸收方面的应用。21世纪,磁性材料将向着薄膜化与纳米磁性材料方向发展,只有进一步提高材料的性能,才能满足当代信息技术发展的需求。

#### 参考文献

- 1 Coey J M D. Magnetic materials. Journal of alloy and compounds 2001,326:2~6
- 2 Shadrov V G, Nemtsevich L V. Nanocrystalline magnetic materials, Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov, 2002,5:50~61
- 3 Coehoorn R, de Mooij D B, de Waard C. Meltspun permanent magnet materials containing Fe3B as the main phase. J Magn Magn Mater,1989,80(1):101~104
- 4 高汝伟,代由永等. 纳米晶复合永磁材料的交换耦合相互作用和磁性. 物理学进展,2001,21(2):132~155
- 5 Coehoorn R, De Mooij D B, Duchateau J P W B, et al. Novel permanent magnetic materials made by rapid quenching. J de Phys c 8 Supplemen, 1988,49:669
- 6 Skomski R, Coey J M D. Giant energy product in nanostructured two phase magnets. Phys Rev B, 1993,48:15812~15816
- 7 Skomski R. Aligned two phase magnet: permanent magnetism of the feature. J Appl Phys,1994,76(10):7059~7064
- 8 Manaf A, Buckley R A, Davis H A. New nanocrystalline high-remnance Nd-Fe-B alloys by rapid solidification. J Magn Magn Mater, 1993,128(3):302~306
- 9 Kramer M J, Lewis L H, Fabietti L M, et al. Solidification, microstructural refinement and magnetism in Nd2Fe14B. J Magn Magn Mater, 2002,241:144~155
- 10 Neu V, Crespo P, Schafer R, et al. High remanence Nd-Fe-B-X (X=Cu, Si, Nb3Cu, Zr) powders by mechanical alloying. J Magn Magn Mater, 1996, 157/158: 61~62
- 11 Harris I R, McGuiness P J. Hydrogen—its use in the processing of NdFeB-type magnets. Journal of the Less-Common Metals, 1991, 174:1273~1284
- 12 周寿增等编著. 稀土永磁材料及其应用. 北京:冶金工业出版社, 1998. 440~485
- 13 Liu J F, Davies H A. Magnetic properties of cobalt substituted Nd2Fe14B/ $\alpha$ -Fe nanocomposite magnets processed by overquenching and annealing. J Magn Magn Mater, 1996,157-158:29~30
- 14 Ding J, McCormick P G, Street R. Remanence enhancement in mechanically alloyed isotropic Sm7Fe93-nitride. J Magn Magn Mater, 1993,124(1-2):1~4
- 15 Donnell K O, Coey J M. Characterization of hard magnetic two-phase mechanically alloyed Sm2Fe17N3/ $\alpha$ -Fe nanocomposites. J Appl Phys, 1997, 81(9):6310~6321
- 16 Miao W F, Ding J, McCormick P G, et al. Stricture and magnetic properties of mechanically milled Nd<sub>2x</sub>Fe<sub>100-2x</sub>B<sub>x</sub> (x=2~6). Journal of Alloys and Compounds, 1996,240:200~205
- 17 Melsheimer A, Seeger M, Kronmüller H. Influence of Co in the exchange coupled NdFeB nanocrystalline permanent magnets. J Magn Magn Mater, 1999,202:458~464
- 18 Jurczyk M, Jakubowicz J, Gebel B, et al. Nd<sub>2</sub>(Fe,Co,M)<sub>14</sub>B-type magnet produced by the HDDR process. Journal of Alloys and Compounds, 1999,292:296~300
- 19 Sugimoto S, Koike N, Book D, et al. An improved HDDR treatment for the production of anisotropic Nd-Fe-B ternary powders. Journal of Alloys and Compounds, 2002,330-332:892~896
- 20 Gutfleisch O, Gebel B, Mattern N. Texture in ternary Nd<sub>16.2</sub>Fe<sub>78.2</sub>B<sub>5.6</sub> powder using a modified hydrogenation-disproportionation-desorption-recombination process. J Magn Magn Mater, 2000,210:L5~L9
- 21 Manaf A, Buckley R A, Davis H A. Microstructure Analysis of Nanocrystalline Fe-Nd-B Ribbons with Enhanced Hard Magnetic Properties. J Magn Magn Mater, 1993,128:307~312
- 22 Yao J M, Chin T S, Fang J S. Coercivity of Melt-Spun Nd-Fe-B-Ti Alloys with Large Volume Fraction. J Appl Phys, 1994, 33: 3443~3446
- 23 Hadjipanayis G C, Withanawasam L. Nanocomposite R2Fe14B/ $\alpha$ -Fe Permanent Magnets. IEEE Tran Magn, 1995, 31(6):3596~3601
- 24 Kramer M J, Li C P, Dennis K W, et al. Effect of TiC Additions to the Microstructure and Magnetic roperties of Nd<sub>0.5</sub>Fe<sub>84.6</sub>B<sub>8</sub> Melt-Spun Ribbons. J Appl Phys, 1998,83(11):6631~6633
- 25 Shen Baogen, Zhong Junxian, Yang Linyuan, et al. Magnetic properties and phase components in amorphous (Fe<sub>1-x</sub>Nd<sub>x</sub>)<sub>81.5</sub>B<sub>18.5</sub> alloy after crystallization. J Magn Magn Mater, 1990,89:195~200
- 26 Shen Baogen, Yang Linyuan, Zhang Junxian, et al. Magnetic properties of rapidly quenched NdFeB alloys with lower Nd Concentration. Solid State Communication, 1990,74(9):893~897
- 27 Xiao Q F, Zhao T, Zhang Z D, et al. Effect of grain size and magnetic crystalline anisotropy on exchange coupling in nanocomposite two-phase Nd-Fe-B magnets. J Magn Magn Mater, 2001,223(3):215~220
- 28 Chang Zhaohua, Shen Baogen. Magnetism and phase composition hyperfine fields of Melt-spin FeNdB alloys with a few percent of Neodymium. Phys Rev B, 1995,52:9427
- 29 王佐成. 纳米晶复合 Pr2Fe14B/ $\alpha$ -Fe 永磁合金及磁体的制备、组织结构与磁性能:[博士论文]. 北京:北京科技大学材料科学

与工程学院,1999

30 Wang Zuocheng, Zhang Maoai, Li Fubiao, et al. High Coercivity (NdDy)<sub>2</sub>(FeNb)<sub>14</sub>B/a-Fe Nanocrystalline alloys. J Appl phys, 1997,81(8):5097~5099

31 Goll D, Seeger M, Kronmuller H. Magnetic and microstructural properties of nanocrystalline exchange coupled PrFeB permant magnets. J Magn Magn Mater, 1998,185:49~60

32 McCormick P G, Miao W F, Ding J, et al. Remanence-enhanced Nd<sub>8</sub>Fe<sub>87</sub>M<sub>14</sub>B<sub>4</sub> (M = Fe, V, Si, Ga, Cr) alloys. J Magn Magn Mater, 1998,177-181:976~977

33 Zuzek K, McGuinness P J, Kobe S. Bonded Sm-Fe-(Ta)-N materials produced via attritor milling and HDDR. Journal of Alloys and Compounds, 1999,289:265~269

34 Thompson P, Gutfleisch O, Chapman J N, et al. A comparison of the micromagnetic and microstructural properties of four NdFeB-type materials processed by the HDDR route. J Magn Magn Mater, 1999,202:53~61

35 Kneller E F, Hawig R. The Exchange-Spring Magnet: A New Materials Principle Permanent Magnets. IEEE Trans on Magn Mag, 1991,27(4):3588~3600

36 Schrefl T, Fischer R, Fidler T, et al. Two-and three-dimensional calculation of remanence enchancement of rere-earh based composite magnets. J Appl Phys, 1994,76(10):7053~7058

37 Schrefl T, Kronmuller H, Fidler J. Exchange hardening in nanostructured two-phase permanent magnets. J Magn Magn Mater, 1993,127:L273~L277

38 Petzold J. Advantages of softmagnetic nanocrystalline materials for modern electronic applications. J Magn Magn Mater, 2002,(242-245):84~89

# 良师造良才 请到益友来

北京益友铁粉厂为您提供特种铁粉

**1. 粉末冶金用铁粉:**

FHY100·27. 高密度制品用 100 目铁粉,松装密度为 3.0~3.2g/cm<sup>3</sup>。

**2. 低松装密度铁粉及颗粒粉:**

80 目,松装密度为 2.0g/cm<sup>3</sup>; -40+200 目,松装密度为 1.40~1.50g/cm<sup>3</sup>;  
-60+200 目,松装密度为 1.50~1.60g/cm<sup>3</sup>。

**3. 金刚石工具用还原铁粉:200 目、250 目、300 目等。**

**4. 高纯度研磨超细铁粉:**

400 目、500 目、600 目、松装密度为 2.8~3.1g/cm<sup>3</sup>,盐酸不溶物<0.25%。

**5. 电解铁粉:**

300~400 目,总铁>99%,氢损<0.25%,盐酸不溶物<0.2%,成性好,可在 920~1020℃ 范围内烧结。

**专业生产      一流品质      欢迎选购**

联系人:周建国      董金站      手机:13671176421      13683117820  
电 话:60757699      69735377      邮 编:102202  
传 真:60757699      厂 址:北京昌平区马池口镇政府西 800 米工业区