

## \* 专题评述 \*

纳米磁性材料的交换耦合相互作用、  
有效各向异性和磁性能\*

高汝伟 韩广兵 孙 艳 冯维存 韩百萍 刘 敏

山东大学物理与微电子学院, 济南 250100

**摘要** 介绍了纳米磁性材料中晶粒之间交换耦合相互作用的模型和理论, 指出了早期理论与实验的差别及不足之处, 重点评述了关于纳米复合永磁材料相成分和晶粒微结构与有效各向异性及磁性能关系的理论改进.

**关键词** 纳米磁性材料 交换耦合相互作用 微结构 有效各向异性 磁性能

纳米磁性材料通常是由非晶材料(如用快淬法制备的非晶薄带)经退火处理形成<sup>[1]</sup>, 或者降低冷却轮的转速, 直接快淬得到纳米磁性材料<sup>[2]</sup>. 有人采用氢化-歧化-解吸-再结合工艺(hydrogenation-disproportion-desorption-recombination, HDDR)<sup>[3]</sup>制备纳米磁性材料. 纳米软磁材料具有优异的软磁性能, 得到了广泛应用. 人们开展了纳米单相及复合永磁材料的研究, 希望得到硬磁性能更好的永磁材料. 本文评述了纳米磁性材料中晶粒之间交换耦合相互作用的模型和理论, 重点介绍了有关相成分和微结构与有效各向异性及磁性能理论的改进.

## 1 纳米磁性材料交换耦合相互作用的模型与理论

当两个相邻磁性晶粒直接接触时, 界面处不同取向的磁矩产生交换耦合相互作用, 阻止其磁矩沿各自的易磁化方向取向, 使界面处的磁矩趋于平行排列, 沿外磁场方向的磁矩分量增加, 产生剩磁增强效应. 交换耦合作用使界面处的有效各向异性减小. 交换耦合作用的影响范围为纳米量级. 晶粒尺

寸越小, 交换耦合作用越显著. 一些研究者采用简化理论模型近似代替实际晶粒微结构研究其磁性能的变化规律. 以下简要介绍3种有代表性的简化模型.

### 1.1 一维简化模型

Skomski<sup>[4]</sup>的一维模型把纳米复合材料简化为由软、硬磁性相相互间隔构成多层膜结构(图1(a)). Kneller<sup>[5]</sup>的一维模型如图1(b)所示, 软(m)、硬(k)磁性相的宽度分别为 $b_m$ 和 $b_k$ . 一维模型只在一个方向上具有纳米尺寸, 适合于纳米多层膜的研究.

### 1.2 二维简化模型

Schrefel等<sup>[6]</sup>提出的二维模型把晶粒理想化为正六角形粒子, 在此平面内具有纳米尺寸. 二维模型比一维模型更加接近纳米颗粒的实际情况, 更为完善的模型应考虑3个维度的变化.

### 1.3 三维简化模型

Fukunaga<sup>[7]</sup>提出的三维简化模型假设材料由混

2005-12-30 收稿, 2006-02-20 收修改稿

\* 国家自然科学基金(批准号: 50371046)和高等学校博士学科点专项科研基金(批准号: 20040422012)资助项目

E-mail: Gaorwbox@sdu.edu.cn

乱取向的立方体晶粒构成. 冯维存等<sup>[8,9]</sup>把立方体晶粒分为两部分, 界面处厚度为  $L_{ex}/2$  的表面层存在交换耦合作用, 晶粒内部不存在交换耦合作用 (图 2(a)). 韩广兵<sup>[10,11]</sup>把晶粒简化为球体, 直径分别为  $D_s$  和  $D_h$  的软、硬相球状晶粒可分为存在交换耦合作用的球壳和不存在交换耦合作用的球心部分 (图 2(b)). 实际的晶粒既不是立方体形状, 也不是球形. 但三维模型比一维和二维模型更接近晶粒的实际结构.

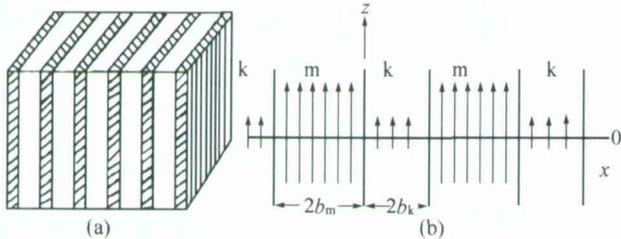


图1 纳米磁性材料结构的一维简化模型  
(a) 多层膜结构模型<sup>[4]</sup>; (b) Kneller 的一维模型<sup>[5]</sup>

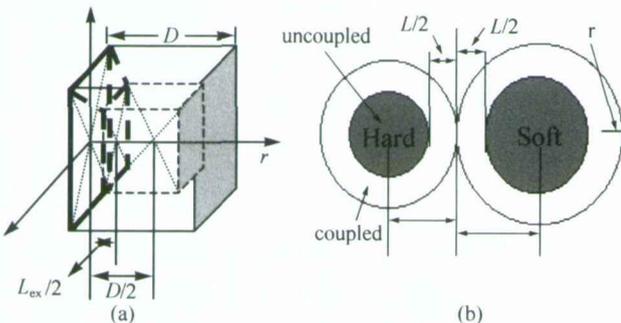


图2 纳米磁性材料的三维模型  
(a) 立方体结构模型<sup>[8,9]</sup>; (b) 球状结构模型<sup>[10,11]</sup>

## 2 纳米单相磁性材料交换耦合相互作用的理论

### 2.1 单相软磁材料的交换耦合相互作用与有效各向异性: Herzer 理论

Herzer<sup>[12]</sup>提出的随机各向异性理论把晶粒间交换耦合相互作用的影响范围  $L_{ex}$  表示为

$$L_{ex} = (A/\langle K \rangle)^{1/2}, \quad (1)$$

式中  $A$  为交换积分,  $\langle K \rangle$  为铁磁交换长度内有效各向异性常数. 当晶粒尺寸  $D \geq L_{ex}$  时,  $\langle K \rangle$  等于通常的各向异性常数  $K_1$ ,  $\langle K \rangle = K_1$ ; 当  $D < L_{ex}$  时,

$$\langle K \rangle = K_1(D/L_{ex})^{3/2} \quad \text{或} \quad \langle K \rangle = K_1^4 \times D^6/A^3. \quad (2)$$

根据 Herzer 理论, 纳米软磁材料的各向异性和矫顽力随  $D$  的减小呈  $D^6$  关系下降, 磁导率呈  $D^6$  关系增加, 具有优异的软磁性能, 理论与实验符合很好.

### 2.2 纳米单相硬磁材料的交换耦合相互作用与磁性能

随着晶粒尺寸  $D$  的减小, 纳米单相硬磁材料交换相互作用增强, 有效各向异性减小, 剩磁增强, 矫顽力下降. Fischer 等<sup>[13]</sup>采用畴壁厚度表示硬相的交换耦合长度  $L_{ex}$

$$L_{ex} = \pi(A/K_1)^{1/2}, \quad (3)$$

Griffiths 等<sup>[14]</sup>计算出  $Nd_2Fe_{14}B$  相的  $L_{ex} = 4.2 \text{ nm}$ . 纳米晶粒尺寸一般大于  $10 \text{ nm}$ , 满足  $D > L_{ex}$  的条件, 按照 Herzer 理论,  $\langle K \rangle = K_1$ , 各向异性和矫顽力不应明显下降, 其结论与实验结果不符. Arcas<sup>[15]</sup>提出了部分交换作用理论对其进行了改进.

## 3 纳米复合永磁材料交换耦合相互作用的理论

### 3.1 纳米复合永磁材料交换耦合相互作用的早期理论

(1) Skomski<sup>[5]</sup>根据一维多层膜模型, 把纳米复合永磁材料的有效各向异性常数表示为

$$K_{eff} = \int \varphi^*(r) K_1(r) \varphi(r) dr = \langle K_1(r) \rangle = f_s K_s + f_h K_h, \quad (4)$$

式中  $K_s$ ,  $K_h$  及  $f_s$ ,  $f_h$  分别为软、硬相的各向异性常数及体积分数. 成核场  $H_n$  可表示为

$$\mu_0 H_n = 2(f_s K_s + f_h K_h)/(f_s M_s + f_h M_h), \quad (5)$$

式中  $M_s$ ,  $M_h$  为软、硬相的饱和磁化强度. 当  $H_n \geq M_r/2$  时, 复合永磁体的磁能积可表示为

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

$$\rightarrow (1/4)\mu_0 M_s^2. \quad (6)$$

按照(6)式计算的纳米复合永磁体磁能积可达到  $1 \text{ MJ/m}^3$ , 称为兆焦耳磁体.

(2) Kneller<sup>[5]</sup> 根据图 1(b) 的一维模型计算指出: 当软相宽度  $b_m$  达到临界值  $b_{cm}$  时, 磁体最大矫顽力  $H_c$  与软相交换积分  $A_m$ , 硬相各向异性  $K_k$  的关系为

$$b_{cm} = \pi(A_m/2K_k)^{1/2}, \quad H_c = K_k/\mu_0 M_{sm}, \quad (7)$$

(3) Schrefel 等<sup>[6]</sup> 采用二维模型的计算结果表明: 复合磁体的硬磁性能随软相体积分数的增加及晶粒尺寸  $D$  的减小而加强. 当软相分数为 40%,  $D$  从 20 nm 减小到 10 nm 时, 磁体的剩磁, 矫顽力和磁能积分别从 1.37 T, 0.59 T 和  $361 \text{ kJ/m}^3$  增加到 1.50 T, 1.21 T 和  $439 \text{ kJ/m}^3$ , 当软相分数为 75%,  $D$  为 10 nm 时, 相应数值分别为 1.65 T, 0.82 T 和  $500 \text{ kJ/m}^3$ .

(4) Fukunaga 等<sup>[7]</sup> 根据三维立方体模型计算结果指出: 当晶粒尺寸从 100 nm 减小到 10 nm 时, 剩磁比  $J_r/J_s$  从 0.5 增加到接近于 1, 约化矫顽力  $H_c/H_k$  从 0.48 下降到接近于 0.

显然, 各作者得出的关于纳米复合磁体的硬磁性能随晶粒尺寸变化的理论结果是不同的.

### 3.2 NdFeB 类纳米复合永磁体磁性能的理论实验的比较

实验表明, 纳米复合永磁体的磁性能随成分和微结构的变化有以下几个特点:

(1) 纳米复合磁体的剩磁增强效应明显, 但矫顽力下降太多, 一般只有 0.3—0.4 T.

(2) 矫顽力随软相比例增加而下降. Bauer<sup>[16]</sup> 和孙校开<sup>[17]</sup> 的实验都表明: 纳米复合磁体的矫顽力随软相  $\alpha\text{-Fe}$  成分的增加而下降.

(3) 矫顽力随晶粒尺寸  $D$  变化的报道各不相同. Billoni<sup>[18]</sup> 对纳米  $\text{Nd}_{9.6}\text{Fe}_{84.4}\text{B}_6$  磁体 (含 18%  $\alpha\text{-Fe}$ ) 的实验指出, 矫顽力随  $D$  的减小而缓慢增加. 陈伟等<sup>[19]</sup> 指出:  $\text{Nd}_6\text{Fe}_{83.5}\text{Co}_2\text{Ga}_1\text{Nb}_1\text{B}_{4.5}$  的矫顽力在  $D=23 \text{ nm}$  时达到极大值. 孙校开等<sup>[17]</sup> 则指出:  $(1-x\%)(\text{Nd, Dy})(\text{Fe, Co, Nb, B})_{5.5}/x\%$  ( $\alpha\text{-Fe}$ ) 的矫顽力取极大值对应的  $D$  随软相  $\alpha\text{-Fe}$  比

例的增加而增大.

(4) 晶粒间界相的影响. Fischer 等指出<sup>[20]</sup>: 适当厚度的晶粒边界薄层有利于提高材料的矫顽力.

纳米复合永磁材料的上述实验结果与理论相差很大. 早期人们认为实验上难以制备符合理论要求的磁体. 王佐诚等<sup>[21]</sup> 制备出晶粒尺寸小于 10 nm 纳米复合材料的矫顽力和磁能积分别达到  $812 \text{ kA/m}$  和  $188 \text{ kJ/m}^3$ , 但与理论值仍有很大差距. 人们重新审视理论的正确性, 认为早期理论存在不完善之处, 需要进行修正或改进.

### 3.3 纳米复合永磁材料交换耦合相互作用和有效各向异性的理论改进

(1) 有效各向异性常数  $K_{eff}$  的影响因素和计算公式

高汝伟<sup>[22]</sup> 修正了 Skomski 的公式(4), 用有效各向异性  $\langle K \rangle$  代替固定各向异性  $K$ , 用不同晶粒界面所占比例与对应有效各向异性的乘积之和表示  $K_{eff}$

$$K_{eff} = f_{ss}\langle K_s \rangle + f_{hb}\langle K_h \rangle + f_{sb}\langle K_{sh} \rangle, \quad (8)$$

式中  $f_{ss}$ ,  $f_{hb}$ ,  $f_{sb}$  分别代表软-软, 软-硬, 硬-硬 3 种晶粒界面所占比例. 按照(8)式计算  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$  纳米复合磁体有效各向异性  $K_{eff}$  随  $D$  的变化如图 3(a) 所示<sup>[22]</sup>.  $K_{eff}$  随软相比例  $v_s$  的增加和  $D$  的减小而下降. 当  $D < 15 \text{ nm}$  时,  $K_{eff}$  随  $D$  的减小明显下降. 图 3(b) 为文献[17] 给出的  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$  纳米复合磁体的矫顽力随晶粒尺寸  $D$  的变化. 可以看出, 按照(8)式计算的  $K_{eff}$  与文献[17] 关于矫顽力随  $D$  和  $v_s$  变化的计算结果基本相似.

(2) 单个晶粒的有效各向异性-部分交换耦合作用理论

(i) Arcas 等<sup>[15]</sup> 的部分交换耦合作用理论指出: 当  $D > L_{ex}$  时, 交换耦合作用仅存在于表面层, 内部不存在交换耦合作用. 晶粒的各向异性应由耦合部分和未耦合部分各向异性的平均值共同确定.

$$\langle K \rangle = K(1-x^*) + Kx^*/N^{1/2}, \quad (9)$$

式中  $K$  为通常的各向异性常数,  $x^*$  为表面耦合部分所占体积分数,  $N$  为平均近邻晶粒数, 接近于 6.

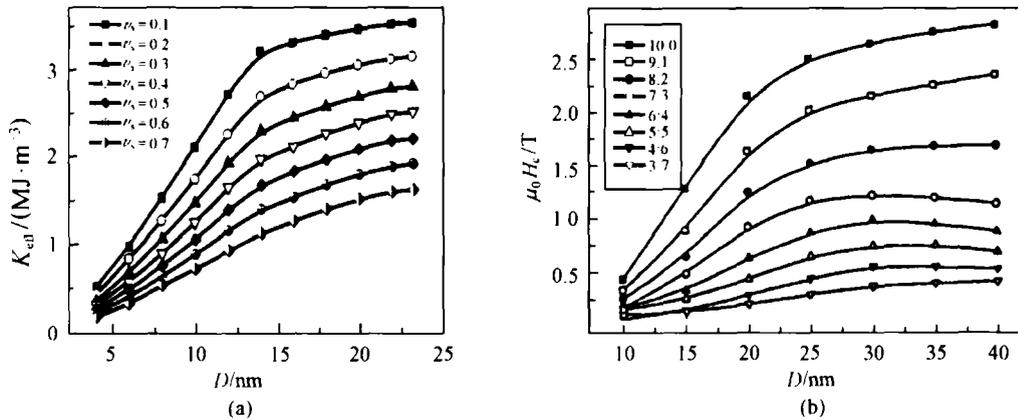


图3 Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B/ $\alpha$ -Fe 纳米复合磁体的  $K_{eff}$  和矫顽力  $H_c$  随晶粒尺寸  $D$  的变化

(a)  $K_{eff} \sim D$  曲线, 数字表示软相体积分数<sup>[22]</sup>; (b)  $H_c \sim D$  曲线, 数字比表示硬、软相的体积分数比<sup>[17]</sup>

(ii) 韩广兵等<sup>[10]</sup> 给出的晶粒平均各向异性的计算公式为

$$\langle K \rangle = (1/V) \left[ K(V - V') + \int_{V'} K'(r) dV' \right], \quad (10)$$

式中  $V$  为晶粒总体积,  $V'$  为表面交换耦合部分体积,  $K'(r)$  为表面耦合部分各向异性常数. 冯维存等<sup>[8]</sup> 把(10)式简化为

$$\langle K \rangle = K v^m + \langle K^{lay} \rangle v^{lay}, \quad (11)$$

式中  $v^m$ ,  $v^{lay}$  分别为晶粒内部未耦合部分和表面耦合部分的体积分数. 这几个公式表明: 当  $D > L_{ex}$  时, 晶粒的各向异性应由内部未耦合部分和表面耦合部分各向异性的平均值确定.

(3) 晶粒界面处的各向异性

Arcas<sup>[15]</sup> 用一个固定数值表示界面处的各向异性,  $K_{lay} = K/N^{1/2} \approx K/2.45$ , 比内部各向异性小. 韩广兵<sup>[23]</sup> 设想 4 种函数  $K'_1(r)$  表示界面处各向异性随距表面深度  $r$  连续变化, 通过比较确定  $K'_1(r)$  以类似于 Herzer 公式的形式为好.

$$K'_1(r) = K_1 (2r/L_{ex})^3. \quad (12)$$

(4) 软-硬磁性晶粒界面处的各向异性

Arcas<sup>[15]</sup> 忽略软相各向异性, 仅考虑硬相各向异性的影响, 用  $K_{lay} = K_h/N^{1/2}$  表示软-硬晶粒界面处的各向异性. 高汝伟等<sup>[22]</sup> 取硬相(h)和软相(s)各

向异性的算术平均值作为其软-硬晶粒间的各向异性  $K_{lay} = (K_h^h + K_s^s)/2$ , 这两个表达式没有考虑各向异性随晶粒界面位置的变化, 过于简单. 韩广兵<sup>[10]</sup> 设想界面交换耦合长度内各向异性从硬相的  $K_h^h$  连续地减小到软磁性相的  $K_s^s$ ,

$$K'_1(r) = K_h^h - (K_h^h - K_s^s) [(L/2 \pm r)/L]^{3/2}, \quad (13)$$

式中“+”号和“-”号及  $K_s^s$ ,  $K_h^h$  分别对应软、硬相晶粒及各向异性,  $r$  为距晶粒表面的距离. 各向异性变化如图 4(a)所示. 这种表示方法考虑了界面处各向异性的连续变化, 但  $K'_1(0) \neq 0$ , 与(12)式不对应. 图 4(b)为按照(13)式和(10)式计算的有效各向异性  $\langle K_{sh} \rangle$  随晶粒尺寸的变化.  $\langle K_{sh} \rangle$  随  $D_h$  的增加和  $D_s$  的减小而增加. 当  $D_h \leq 1.2D_s$  时,  $\langle K_{sh} \rangle$  随  $D_s$  的减小达到一极大值后快速下降. 为得到较

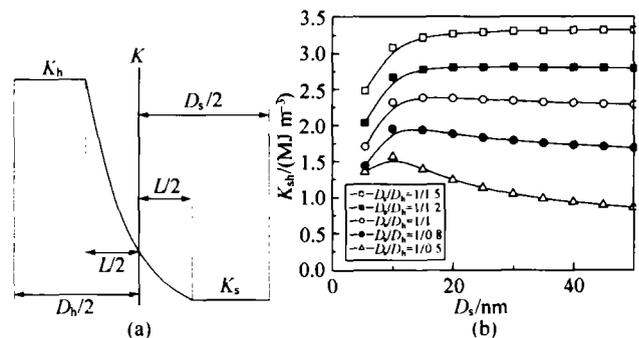


图4 软、硬磁性相晶粒界面间各向异性的变化<sup>[10]</sup>

(a)  $K'_1(r) \sim r$  曲线; (b)  $\langle K_{sh} \rangle \sim D_s$  曲线

高的有效各向异性,  $D_h$ 应当大于 30 nm,  $D_s$  应为 10 nm左右.

冯维存等<sup>[9]</sup>认为界面处软、硬相具有不同的交换耦合长度. 其中与软相有关的软-软和软-硬界面的交换耦合长度  $L_{ex}^{ss}$  和  $L_{ex}^{sh}$  分别为

$$L_{ex}^{ss} = (A_s / K_1^s)^{1/2}, \quad L_{ex}^{sh} = [(A_s A_h)^{1/2} / K_1^s]^{1/2}, \quad (14)$$

与硬相有关的交换耦合长度  $L_{ex}^{hh}$ ,  $L_{ex}^{hs}$  分别为

$$L_{ex}^{hh} = \pi(A_h / K_1^h)^{1/2}, \quad L_{ex}^{hs} = \pi[(A_h A_s)^{1/2} / K_1^h]^{1/2}, \quad (15)$$

式中  $A_s$ ,  $A_h$  为软、硬相的交换积分,  $K_1^s$ ,  $K_1^h$  为软、硬相的各向异性常数.

4种不同耦合状态下的4种交换耦合长度  $L_{ex}^{ss}$ ,  $L_{ex}^{sh}$ ,  $L_{ex}^{hs}$  和  $L_{ex}^{hh}$  对应的有效各向异性分别为  $\langle K_1^{ss} \rangle$ ,  $\langle K_1^{sh} \rangle$ ,  $\langle K_1^{hs} \rangle$  和  $\langle K_1^{hh} \rangle$ . 纳米复合永磁材料的有效各向异性为

$$K_{eff} = f_{ss} \langle K_1^{ss} \rangle + f_{sh} \langle K_1^{sh} \rangle + f_{hs} \langle K_1^{hs} \rangle + f_{hh} \langle K_1^{hh} \rangle, \quad (16)$$

式中  $f_{ss}$ ,  $f_{sh}$ ,  $f_{hs}$ ,  $f_{hh}$  分别表示不同耦合状态的晶粒在复合材料中所占的分数.

上述公式的计算结果显示,  $K_{eff}$  的变化规律与图 3(a) 大体相似: 当软、硬晶粒具有相同尺寸  $D$  时,

$K_{eff}$  随硬相体积分数和  $D$  的减小而降低. 当  $D \geq 20$  nm 时,  $K_{eff}$  变化比较缓慢, 当  $D < 20$  nm 时,  $K_{eff}$  随  $D$  的减小急剧下降.

(5) 晶粒尺寸分布对纳米磁材料有效各向异性的影响

材料的实际晶粒尺寸不完全相同, 孙艳等<sup>[1]</sup> 采用 Gauss 分布函数表示晶粒尺寸分布

$$f(D) = [1/\langle D \rangle \sigma (2\pi)^{1/2}] \exp[-(D/\langle D \rangle - 1)^2 / 2\sigma^2], \quad (17)$$

设最大晶粒尺寸为  $D_m$ , 分别用从 0 到  $D_m$  的积分表示平均晶粒尺寸  $\langle D \rangle$  及各向异性  $\langle K \rangle$

$$\langle D \rangle = \int D f(D) dD, \quad \langle K \rangle = \int K f(D) dD. \quad (18)$$

图 5(a) 为  $\sigma$  取不同数值时归一化晶粒尺寸分布 ( $D/\langle D \rangle$ ) 的示意图. 图 5(b) 为具有不同分布 ( $\sigma$ ) 的  $\langle K \rangle$  随  $\langle D \rangle$  的变化<sup>[2]</sup>. 对所有尺寸分布,  $\langle K \rangle$  均随  $\langle D \rangle$  的减小而下降. 对于相同的  $\langle D \rangle$ , 尺寸分布越分散 ( $\sigma$  越大),  $\langle K \rangle$  越小. 说明晶粒尺寸的分散分布使有效各向异性降低.

(6) 非磁性晶粒间界相对交换耦合相互作用和有效各向异性的影响

孙艳等<sup>[1]</sup> 指出: 当晶粒间界非磁性相厚度  $d <$

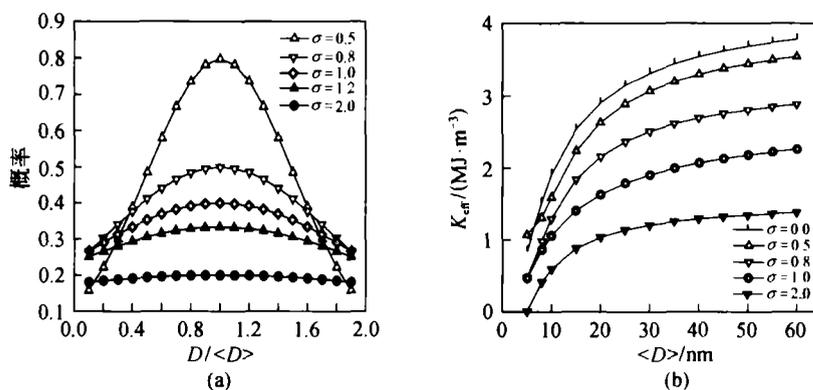


图5 晶粒尺寸 Gauss 分布及  $\langle K \rangle$  的变化<sup>[24]</sup>

(a) Gauss 分布示意图; (b) 不同分布  $\langle K \rangle$  随  $\langle D \rangle$  的变化

1) Sun Y, Gao R W, Feng W C, et al. Effects of intergranular phase on the exchange-coupling interaction and effective anisotropy of nanocrystalline  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  materials. (in press)

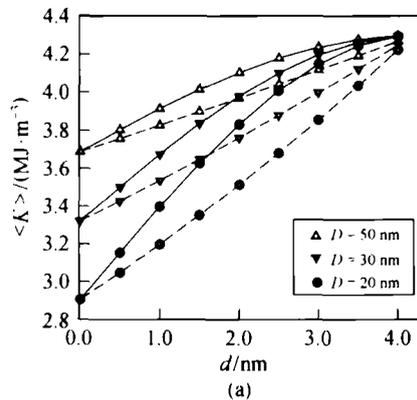
2) Sun Y, Gao R W, Feng W C, et al. Effect of grain size and distribution on the anisotropy and coercivity of nanocrystalline  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  magnets. (in press)

$L_{ex}$ 时, 交换耦合部分的厚度将从  $L_{ex}/2$  减小到  $(L_{ex} - d)/2$ , 采用立方体晶粒结构模型, 用两个新的公式  $K_1^{\prime lay}(r)$  及  $K_1^{\prime\prime lay}(r)$  重新改写  $K_1^{lay}(r)$

$$K_1^{\prime lay}(r) = 0, \text{ 当 } 0 \leq r \leq d/2;$$

$$K_1^{\prime lay}(r) = K_1(2r/L_{ex})^{3.2}, \text{ 当 } d/2 < r \leq L_{ex}/2; \quad (19)$$

$$K_1^{\prime\prime lay}(r) = K_1[(2r-d)/(L_{ex}-d)]^{3.2}.$$



$$\text{当 } d/2 \leq r \leq L_{ex}/2. \quad (20)$$

显然,  $K_1^{\prime lay}(r) > K_1^{\prime\prime lay}(r)$ ,  $K_1^{\prime lay}(r)$  比  $K_1^{\prime\prime lay}(r)$  随  $r$  下降更快. 根据(10)式或(11)式计算两种表达式对应的晶粒平均各向异性  $\langle K \rangle$ . 材料的有效各向异性  $K_{eff}$  为

$$K_{eff} = [D/(D+d)]^3 \langle K \rangle. \quad (21)$$

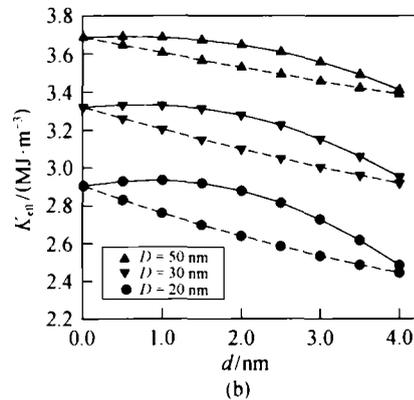


图6 晶粒平均各向异性  $\langle K \rangle$  和材料有效各向异性  $K_{eff}$  随间界相厚度  $d$  的变化

实线: 根据  $K_1^{\prime lay}(r)$ , 虚线: 根据  $K_1^{\prime\prime lay}(r)$ ; (a)  $\langle K \rangle$ - $d$  曲线; (b)  $K_{eff}$ - $d$  曲线

图6显示了不同尺寸  $D$  的晶粒平均各向异性  $\langle K \rangle$  和材料有效各向异性  $K_{eff}$  随间界相厚度  $d$  的变化. 两种表达式计算的晶粒平均各向异性  $\langle K \rangle$  具有相似的变化规律:  $\langle K \rangle$  随  $D$  和  $d$  的增加都增加. 根据  $K_1^{\prime lay}$  计算的  $\langle K \rangle$  值(实线)大于根据  $K_1^{\prime\prime lay}$  计算的  $\langle K \rangle$  值(虚线).  $K_{eff}$  也随  $D$  的增加而增加, 但  $K_{eff}$  随  $d$  的变化不同: 根据  $K_1^{\prime lay}$  计算的  $K_{eff}$  出现极大值, 说明适当厚度的晶粒间界相可使  $K_{eff}$  增加. 根据  $K_1^{\prime\prime lay}$  计算的  $K_{eff}$  随  $d$  的增加而单调下降.

#### 4 结论与展望

纳米磁性材料晶粒之间的交换耦合作用使有效各向异性减小, 剩磁增加, 矫顽力下降. 纳米单相软磁材料的理论和实验符合较好, 纳米复合永磁材料的理论和实验相差较多. 人们对早期有效各向异性的理论进行了改进, 指出有效各向异性常数  $K_{eff}$  由不同晶粒界面对应的有效各向异性共同决定; 提出了部分交换耦合作用理论; 指出晶粒界面处的各向异性是连续变化的, 晶粒尺寸的不均匀性使有效各向异性低, 适当厚度的晶粒间界非磁性相可使各

向异性增加; 纳米复合永磁材料有效各向异性  $K_{eff}$  随软磁性相成分的增加而降低, 随晶粒尺寸的减小可下降, 上升或在某一尺寸出现极大值. 矫顽力和有效各向异性具有类似的变化规律.

纳米复合永磁材料的磁能积很难达到  $1 \text{ MJ/m}^3$  的理论值. 但这种材料的稀土含量少、价格低廉、温度稳定性和抗腐蚀性高等优点使其具有广泛的应用前景, 仍有必要继续研究, 提高硬磁性能. 交换耦合作用理论还不完善, 有待于进一步深入研究. 例如, 如何确定并表示不同磁性晶粒界面(包括间界相)处各向异性的变化, 既要考虑交换耦合作用使各向异性降低, 又要考虑硬相对软相的控制. 界面处各向异性如何影响磁体的反磁化过程和矫顽力? 软、硬磁性比例和晶粒尺寸等微结构取什么数值可使材料剩磁显著增加, 而各向异性和矫顽力不明显下降, 从而综合硬磁性能最佳? 相信通过更深入、广泛的理论和实验研究, 纳米复合永磁材料的硬磁性能有可能进一步提高.

#### 参 考 文 献

- 1 Yoshizawa Y, Oguma S, Yamauchi K. New Fe-based soft mag-

- netic alloys composed of ultrafine grain structure. *J Appl Phys*, 1988, 64: 6044—6046
- 2 Wang Z C, Zhou S Z, Zhang M C, et al. Effects of as-quenched structures on the phase transformations and magnetic properties of melt spun  $\text{Pr}_7\text{Fe}_{88}\text{B}_5$  ribbons. *J Appl Phys*, 1999, 86: 7010—7016
- 3 Friza R N, Williams A J, Harris I R. High anisotropy in Pr-Fe-Co-B-Zr HDDR Powders. *J Alloys and Compounds*, 1999, 287: 10—12
- 4 Skomski R, Coey J M D. Giant energy product in nanostructured two-phase magnets. *Phys Rev*, 1993, B 48: 15812—15816
- 5 Kneller E F, Hawig R. The exchange-spring magnet: A new material principle for permanent magnets. *IEEE Trans on Mag*, 1991, 27: 3588—3593
- 6 Schrefl T, Fidler J, Kronmüller H. Remanence and coercivity in isotropic nanocrystalline permanent magnets. *Phys Rev*, 1994, B 49: 6100—6110
- 7 Fukunaga H, Inoue H. Effect of intergrain exchange interaction on magnetic properties in isotropic NdFeB magnets. *Jpn J Appl Phys*, 1992, 31: 1347—1352
- 8 冯维存, 高汝伟, 韩广兵, 等. NdFeB纳米复合永磁材料的交换耦合相互作用和有效各向异性. *物理学报*, 2004, 53(9): 3171—3176
- 9 Feng W C, Gao R W, Li W, et al. Effects of phase distribution and grain size on the effective anisotropy and coercivity of nanocomposite  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}/\alpha\text{-Fe}$  magnets. *J Appl Phys*, 2005, 85: 044305-1-5
- 10 Han G B, Gao R W, Feng W C, et al. Effective magnetic anisotropy between exchange-coupled magnetically soft and hard nano-grains in nanocomposite magnets. *Appl Phys A*, 2005, 81: 579—582
- 11 Han G B, Gao R W, Feng W C, et al. Effect of exchange-coupling interaction on the effective anisotropy in nanocrystalline  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  material. *J Magn Magn Mater*, 2004, 281: 1—6
- 12 Herzer G. Grain size dependence of coercivity and permeability in nanocrystalline ferromagnets. *IEEE Trans on Mag*, 1990, 26: 1397—1400
- 13 Fischer R, Schrefl T, Kronmüller H, et al. Grain-size dependence of remanence and coercive field of isotropic nanocrystalline composite permanent magnets. *J Magn Magn Mater*, 1996, 153: 35—39
- 14 Griffiths M K, Bisshop J E L, Davies H A. Computer simulation of single-phase nanocrystalline permanent magnets. *J Magn Magn Mater*, 1998, 183: 49—67
- 15 Arcas J, Hernando A, Barandiaran J M, et al. Soft to hard magnetic anisotropy in nanostructured magnets. *Phys Rev*, 1998, B 58(9): 5193—5196
- 16 Bauer J, Seeger M, Kronmüller H. Nanocrystalline FeNdB permanent magnets with enhanced remanence. *J Appl Phys*, 1996, 80: 1667—1673
- 17 Sun X K, Zhang J, Chu Y L, et al. Dependence of magnetic properties on grain size of  $\alpha\text{-Fe}$  in nanocomposite  $(\text{Nd, Dy})(\text{Fe, Co, Nb, B})_{5.5}/\alpha\text{-Fe}$  magnets. *Appl Phys Lett*, 1999, 74: 1740—1742
- 18 Billoni K, Urreta S E, Bertorello H R. Dependence of the coercivity on the grain size in a  $\text{FeNdB}+\alpha\text{Fe}$  nanocrystalline composite with enhanced remanence. *J Magn Magn Mater*, 1998, 187: 371—380
- 19 Chen W, Gao R W, Li W, et al. Effective anisotropy, exchange-coupling length and coercivity in  $\text{Nd}_{8-x}\text{R}_x\text{Fe}_{87.5}\text{B}_{4.5}$  ( $\text{R} = \text{Dy, Sm}, x=0-0.6$ ) nanocomposites. *Mater Sci Eng*, 2004, B 110: 107—110
- 20 Fischer R, Kronmüller H. Importance of ideal grain boundaries of high remanent composite permanent magnets. *J Appl Phys*, 1998, 83(6): 3271—3275
- 21 Wang Z C, Zhou S Z, Zhang M C, et al. High performance  $\alpha\text{-Fe}/\text{Pr}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  type nanocomposite magnets produced by hot compaction under high pressure. *J Appl Phys*, 2000, 88: 591—593
- 22 Gao R W, Feng W C, Liu H Q, et al. Exchange-coupling interaction, effective anisotropy and coercivity in nanocomposite permanent materials. *J Appl Phys*, 2003, 94(1): 664—668
- 23 Han G B, Gao R W, Feng W C, et al. Effective anisotropy and coercivity in NdFeB single-phase nanocrystalline permanent materials. *Science in China G*, 2003, 46(4): 398—403