

文章编号: 1004-0609(2005)11-1744-06

$\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ 合金纳米片的微结构与磁性^①

秦 勇^{1, 2}, 寇昕莉², 薛德胜¹, 李建功^{1, 2}

(1. 兰州大学 磁学与磁性材料教育部重点实验室, 兰州 730000;

2. 兰州大学 材料科学与工程系, 兰州 730000)

摘 要: 采用液相还原法, 通过控制颗粒不同晶面的生长速率, 制备了不同尺寸、不同 Fe 含量的片状 $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ ($x = 0.1 \sim 0.6$) 合金纳米颗粒, 研究了不同成分铁钴合金纳米颗粒的微结构及形状对其磁性的影响。结果表明, 当 $x = 0.1$ 时, 铁钴合金纳米片为面心立方和密堆六方两相共存结构; 当 $x \geq 0.2$ 时, 铁钴合金纳米片为单相体心立方结构。同块体合金相比, 铁钴合金纳米片的点阵发生膨胀。纳米片的饱和磁化强度低于合金相应的块体值, 纳米片的矫顽力高于块体及球形纳米颗粒的矫顽力, 并且随铁含量的提高而降低。颗粒的片状形貌使得一致取向 $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金纳米片的磁化行为随外场方向而改变, 磁化的易轴在面内方向, 难轴为纳米片的法线方向。

关键词: 铁钴合金; 片状纳米颗粒; 微结构; 磁性

中图分类号: O 469

文献标识码: A

Microstructure and magnetic properties of $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ alloy nanoplatelets

QIN Yong^{1, 2}, KOU Xin-li², XUE De-sheng¹, LI Jian-gong^{1, 2}

(1. Key Laboratory for Magnetism and Magnetic Materials of Ministry of Education,
Lanzhou University, Lanzhou 730000, China;

2. Department of Materials Science and Engineering,
Lanzhou University, Lanzhou 730000, China)

Abstract: The nanoplatelets of $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ ($x = 0.1 \sim 0.6$) alloy were prepared through reduction reaction by controlling the growing rates of different crystallographic planes. The synthesized alloy nanoplatelets with different compositions are plate-like in shape. The influence of microstructure and shape of nanoplatelets on their magnetic properties were studied. The results show that the nanoplatelet consists of FCC phase and HCP phase when the Fe content is 10%. But when the Fe content is equal to and more than 20%, the alloy has single-phased BCC structure. The lattice constants of the alloy nanoplatelets are larger than the corresponding values of bulk material and increase with increasing Fe content. The alloy nanoplatelets are all ferromagnetic and their saturated magnetizations are slightly lower than the corresponding values of bulk material. The coercivities are larger than those of the corresponding bulk material and the spherical nanoparticles, and decrease with the increase of Fe content. Magnetic hysteresis loops of the disk along different directions deviating from the nanoplatelets plane are obviously different, indicating that the easy-axis is in the in-plane direction and the hard-axis is vertical to the in-plane direction.

Key words: Fe-Co alloy; nanoplatelet; microstructure; magnetic property

由于在高密度磁记录、磁感应器件等方面的潜在应用价值, 磁性纳米材料的研究日益引起人们的

兴趣^[1-7]。磁记录密度的提高依赖于磁性颗粒尺寸的降低, 而当颗粒尺寸减小到一定程度时会出现超

① 基金项目: 兰州大学博士后基金资助项目(870819)

收稿日期: 2005-07-15; 修订日期: 2005-08-20

作者简介: 秦 勇(1976-), 男, 博士

通讯作者: 秦 勇, 博士; 电话: 0931-8912417; E-mail: yqin@lzu.edu.cn

顺磁现象; 为了防止超顺磁现象的出现, 必须增加颗粒的磁各向异性。特殊形状纳米颗粒能够有效地增加磁各向异性, 提高磁记录密度。本工作中作者利用简单的液相还原法制备出系列铁钴合金片状磁性纳米颗粒, 系统地研究其微结构及颗粒形状对磁性的影响。

1 实验

1.1 样品的制备

在超声波的作用下, 采用液相还原法制备片状铁钴合金纳米颗粒。首先将 $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ 和 $\text{CoCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ 溶于蒸馏水中, 超声溶解, 制成澄清透明的溶液, 溶液的颜色随钴含量的提高而变红。然后滴入高浓度的 NaOH 溶液调节溶液的 pH 值, 超声混合, 待溶液变成均匀的蓝绿色后加入适量的水合肼, 最后把混合溶液放入 $65\text{ }^\circ\text{C}$ 的超声波发生器中, 在超声波作用下进行反应。当溶液的颜色完全变黑后取出, 用蒸馏水洗涤至中性, 将得到的黑色潮湿粉体放入真空干燥箱中干燥, 待粉体干燥后取出, 留待后续表征和性能测量。

为了研究颗粒的片状形貌对其磁性的影响, 将 $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金粉体压制成直径约 6 mm 、厚度小于 1 mm 、致密度约 50% 的圆片。纳米片在压力的作用下发生转动, 取向一致。

1.2 结构分析与磁性表征

X 射线衍射分析在 Rigaku D/M ax - 2400 型转靶 X 射线衍射仪 ($\text{Cu K}\alpha$, $\lambda = 0.154\ 056\text{ nm}$) 上进行。根据衍射峰的半高宽, 通过谢乐公式估算相应晶面的厚度。颗粒的形貌和尺寸观察在 JEM - 1200EX 型透射电镜 (加速电压 80 kV) 上进行。XPS 分析在 PHI - 50702 多功能电子能谱仪上进行, $\text{Al K}\alpha$ 激发源, 利用污染碳的 $\text{C } 1\text{ s } 285.0\text{ eV}$ 扣除荷电。样品的磁测量在 TOEI VSM - 5S - 15 型振动样品磁强计上进行, 所加最大外场大约为 $1.27 \times 10^6\text{ A/m}$ 。块体样品磁测量时沿与片的底面夹角 θ 不同的方向施加外磁场, 分别在 5 个不同的方向测得 5 条磁滞回线。

2 $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ 合金纳米片的微结构

2.1 形貌与表面成分分析

透射电子显微镜观察表明, 所制备的不同铁含

量的铁钴合金纳米颗粒均为圆形片状结构, 片的平均直径基本相当, 约为 70 nm 。

图 1(a) 和 (b) 分别为 $\text{Fe}_{0.2}\text{Co}_{0.8}$ 合金和 $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金的透射电镜照片。从图 1 可以看出, 所制备的不同成分铁钴合金纳米颗粒均为类圆片状结构, 在自身重力的作用下, 纳米片取向一致, 相互平行地附在喷碳的聚碳酸丁脂膜上。颗粒大部分重叠在一起, 少量没有重叠。由于 TEM 是透射电子成像, 因此单个片处透过电子多, 亮度较高; 片与片重叠处透过电子少, 亮度较低。同一个样品单个纳米片的亮度基本一致, 由此可以认为纳米片的厚度基本相同。

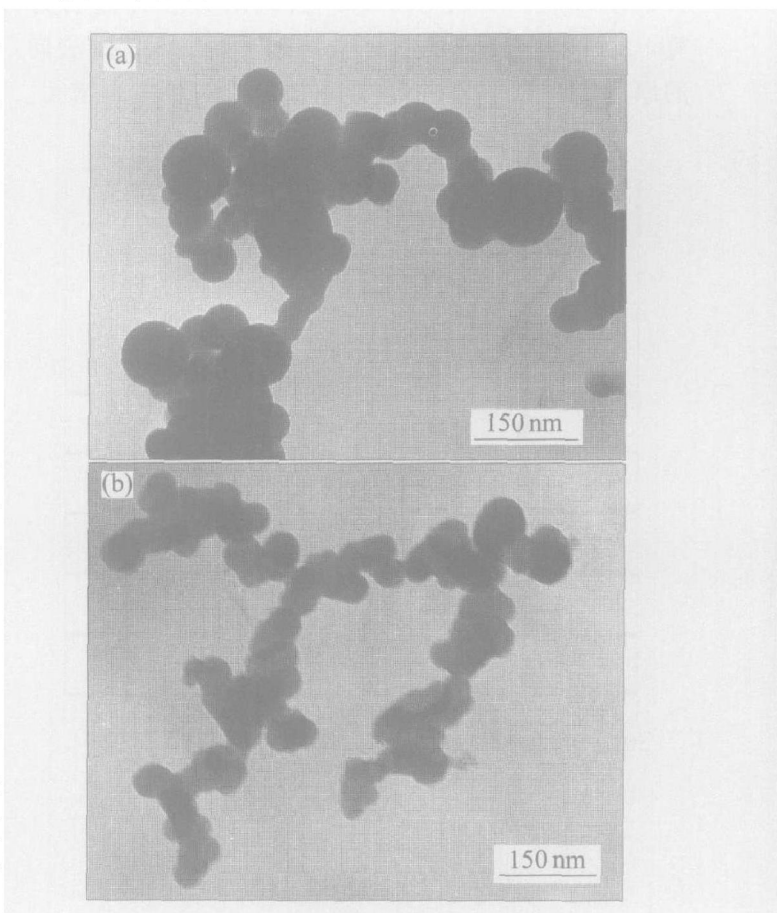


图 1 铁钴合金纳米片的透射电镜照片

Fig. 1 TEM micrographs of $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ alloy nanoplatelets
(a) — $\text{Fe}_{0.2}\text{Co}_{0.8}$ alloy; (b) — $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ alloy

$\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ 合金纳米颗粒的 XPS 测量表明, 颗粒的表面发生氧化, 铁原子被氧化成 Fe^{2+} 和 Fe^{3+} , 钴原子被氧化成 Co^{2+} 和 Co^{3+} 。但在样品的 XRD 谱中只有合金的衍射峰, 没有氧化物的衍射峰。这是因为 XPS 的探测深度很浅, XPS 的信号只来源于颗粒表面很薄的一层, 而 XRD 谱的信号来源于整个颗粒。

2.2 晶体结构表征

图 2 所示为所制备的铁钴合金纳米片粉体的 X 射线衍射谱, 6 个衍射谱依次对应于 $\text{Fe}_{0.1}\text{Co}_{0.9}$ 合金、 $\text{Fe}_{0.2}\text{Co}_{0.8}$ 合金、 $\text{Fe}_{0.3}\text{Co}_{0.7}$ 合金、 $\text{Fe}_{0.4}\text{Co}_{0.6}$ 合金、 $\text{Fe}_{0.5}\text{Co}_{0.5}$ 合金和 $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金。从图 2 可以看出, 当铁的摩尔分数 x 为 0.1 时, 铁钴合金为面心立方(FCC)和密堆六方(HCP)两相共存结构, 当铁的摩尔分数 $x \geq 0.2$ 时, 铁钴合金为单相的体心立方(BCC)结构。并且随着铁含量的增加, 衍射峰位向低角度方向移动, 这说明随着铁含量增加, 合金纳米颗粒的点阵常数增大。另外, 从衍射峰的宽化可以看出, 所制的铁钴合金粒径在纳米量级, 为纳米颗粒, 利用 Scherrer 公式对其粒径进行计算, 发现所有成分铁钴合金纳米片(110)晶面法向的厚度均为 20~30 nm, 并随铁含量的增加而增大。

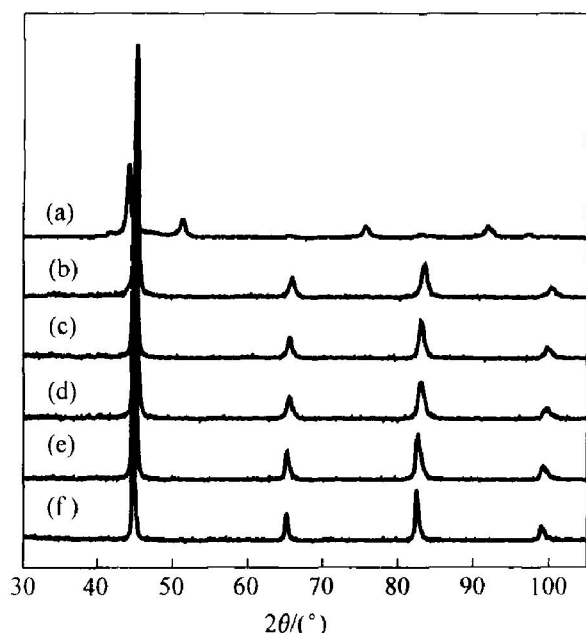


图 2 铁钴合金纳米片的 X 射线衍射谱

Fig. 2 XRD patterns of

$\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ alloy nanoplatelet powders

- (a) — $\text{Fe}_{0.1}\text{Co}_{0.9}$ alloy; (b) — $\text{Fe}_{0.2}\text{Co}_{0.8}$ alloy;
(c) — $\text{Fe}_{0.3}\text{Co}_{0.7}$ alloy; (d) — $\text{Fe}_{0.4}\text{Co}_{0.6}$ alloy;
(e) — $\text{Fe}_{0.5}\text{Co}_{0.5}$ alloy; (f) — $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ alloy

片状纳米颗粒在压力的作用下易发生转动, 趋向于相互平行, 并且与压力方向垂直, 产生纳米片法线方向的择优取向。因此, 为了确定铁钴合金纳米片的法线方向, 将压成的圆片平行于样品架表面放入 X 射线衍射仪中, 使用 $\theta/2\theta$ 扫描方式进行测量。使用 $\theta/2\theta$ 扫描方式对一个片状样品进行 XRD 测量时, 只有那些(HKL)晶面和片状样品表面平行的晶粒才会对 HKL 衍射峰强度有贡献^[8]。图 3

(a) 和 (b) 分别为 $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金纳米片粉体和由纳米片粉体压成块体后的 X 射线衍射谱。从图 3 可以看出, 同粉体的衍射谱相比, 压成块体后的衍射谱中出现了明显的择优取向, 只有 BCC 结构的(110)衍射峰存在, 其它的衍射峰均消失。这说明块体存在很强的 BCC [110] 晶向的择优取向, 因此 $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金纳米片底面的法线方向是 BCC 结构的[110]晶向, 根据 110 衍射峰宽化计算的(110)晶面法向厚度即为铁钴合金纳米片的平均厚度。

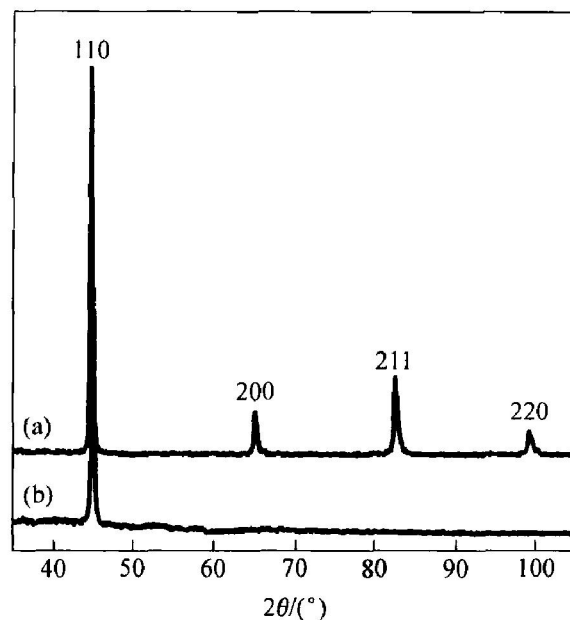


图 3 $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金纳米片粉体及由粉体压成的块体的 X 射线衍射谱

Fig. 3 XRD patterns of $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ alloy nanoplatelets for powders without compaction(a) and for disk compacted from powders(b)

当颗粒尺寸小到纳米量级时, 表面配位数的降低及氧化都会导致其点阵常数的变化, 使得纳米颗粒的点阵发生收缩或膨胀现象。图 4 所示为 $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ ($0.2 \leq x \leq 0.6$) 合金纳米片的点阵常数随铁含量的变化曲线。从图 4 可以看出, 同粗晶铁钴合金的点阵常数相比^[9], $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ ($0.2 \leq x \leq 0.6$) 合金纳米颗粒的点阵常数变大, 并且随着铁摩尔分数 x 的增加, 点阵常数增大。

对于金属或合金纳米颗粒来说, 小尺寸效应和表面氧化是影响其点阵常数变化的两个重要因素。从对铁钴合金纳米片表面的 XPS 分析可知, 颗粒的表面存在一层二价金属和三价金属的氧化层。 $\text{Fe}-\text{Fe}$ 键、 $\text{Co}-\text{Co}$ 键、 $\text{Fe}-\text{O}$ 键和 $\text{Co}-\text{O}$ 键的键能分别为 $(75 \pm 17) \text{ kJ/mol}$ 、 $(167 \pm 25) \text{ kJ/mol}$ 、 $(390.4 \pm 17.2) \text{ kJ/mol}$ 和 $(384.5 \pm 13.4) \text{ kJ/mol}$ 。

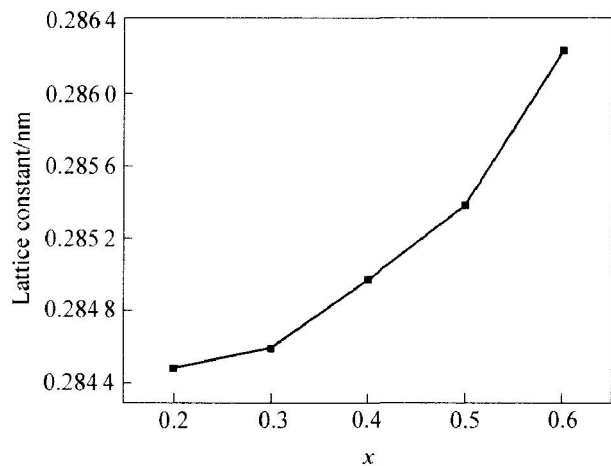


图 4 $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ ($0.2 \leq x \leq 0.6$) 合金纳米片的点阵常数随 Fe 含量的变化曲线

Fig. 4 Lattice constants of $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ ($0.2 \leq x \leq 0.6$) alloy nanosheets as a function of Fe content x

$\text{mol}^{[10]}$, 而且颗粒表面的金属—氧键会由于表面配位数的降低而收缩, 相应地键能增大^[11]。因此, 合金纳米颗粒表面被氧化后, 由于氧—金属键的键能大于金属—金属键的键能, 在金属和氧化层的界面处, 电子受到氧的吸引力要大于金属对它的吸引力, 表面氧化导致与氧化层相邻的金属层电子发生漂移, 从金属层向氧化层移动, 金属原子实周围的电子密度降低, 如果把金属颗粒看做是金属原子实被束缚在自由电子的海洋中, 那么表面金属层自由电子密度的降低必然导致金属原子实之间的排斥力增大, 金属原子实之间的距离变大, 最外层金属晶胞发生膨胀。由于纳米颗粒大的比表面积, 表面金属层的晶胞膨胀会使整个纳米颗粒的平均点阵常数变大。

铁钴合金点阵常数随铁含量的增加而增大, 是由于铁原子和钴原子尺寸的差异造成的。铁原子的原子半径为 0.252 nm, 比钴原子的原子半径(0.250 nm)大约 0.8%^[12], 合金中铁原子的增多必然导致点阵常数的增大。因此, BCC 结构 $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ ($0.2 \leq x \leq 0.6$) 合金纳米颗粒的点阵常数随铁的含量的增加而增大。

3 $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ 合金纳米片的磁性

3.1 随机取向铁钴合金纳米片粉体的磁性

对所有成分铁钴合金纳米片粉体样品的磁测试结果表明, 样品的比饱和磁化强度 α_s 低于块体材料

的 α_s , 且随铁含量的增加而提高; 矫顽力随铁含量的增加而降低。

铁钴合金纳米颗粒的 α_s 要低于相应的块体值^[9]。当铁含量 x 为 0.1 时, α_s 为 $131.38 \text{ A} \cdot \text{m}^2/\text{kg}$ 。此后, 随着铁含量的增加, α_s 增大, 当铁含量 x 为 0.6 时, α_s 为 $216.70 \text{ A} \cdot \text{m}^2/\text{kg}$ 。导致纳米颗粒饱和磁化强度降低的原因有超顺磁弛豫^[13]、颗粒表面的自旋钉扎^[14]、表面磁矩的消失 (quenching)^[15] 以及表面非磁性层的存在。超顺磁的一个重要表征是磁化曲线无磁滞, 但在铁钴合金纳米片的磁测量中具有明显的磁滞现象, 因此合金纳米颗粒的 α_s 降低并非由于超顺磁弛豫引起。表面自旋钉扎是用来解释铁氧体纳米颗粒由于表面配位数降低而使得饱和磁化强度降低这一现象的, 对于 3d 过渡族金属或合金, 能带结构决定磁矩, 表面配位数降低反而使能带变窄, 磁矩变大^[16], 所以自旋钉扎也不能解释铁钴纳米颗粒 α_s 降低的现象。铁钴合金纳米片比饱和磁化强度的降低主要是由于纳米片的表面氧化造成的。根据 Core-shell 模型^[17], 对于一个表面覆盖一层氧化层的铁钴合金纳米颗粒, 测得的饱和磁化强度为

$$\alpha_s = \frac{\alpha_{\text{alloy}} \rho_{\text{alloy}} V_{\text{alloy}} + \alpha_{\text{oxide}} \rho_{\text{oxide}} V_{\text{oxide}}}{\rho_{\text{alloy}} V_{\text{alloy}} + \rho_{\text{oxide}} V_{\text{oxide}}} \quad (1)$$

式中 α_{alloy} 和 α_{oxide} 分别为合金和氧化物的比饱和磁化强度; ρ_{alloy} 和 ρ_{oxide} 分别为合金和氧化物的密度; V_{alloy} 和 V_{oxide} 分别为合金和氧化物的体积。铁、钴二价金属氧化物的 α_s 为零, 三价金属氧化物的 α_s 也远低于合金的饱和磁化强度, 因此铁钴合金纳米片的表面氧化导致了比饱和磁化强度的降低。

铁钴合金纳米颗粒比饱和磁化强度随铁含量 x 增加而增大, 这一现象可以归因于铁原子和钴原子的原子磁矩的差别。铁的原子磁矩为 $2.2 \mu\text{B}$, 而钴原子的原子磁矩为 $1.7 \mu\text{B}$, 因此铁含量 x 的增加导致了合金饱和磁化强度的增加。

图 5 所示为 $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ ($0.1 \leq x \leq 0.6$) 合金纳米片粉体的矫顽力随成分的变化曲线。从图 5 可以看出, 铁钴合金的矫顽力较大, 当铁含量 x 为 0.1 时, 矫顽力达 $1.73 \times 10^4 \text{ A/m}$, 大于块体样品及球形纳米颗粒^[18] 的矫顽力。另外, 矫顽力随合金中铁含量 x 的增加而降低。

导致铁钴合金纳米片矫顽力较大的原因是形状各向异性。对于一个直径 70 nm、厚度 30 nm 的纳米片来说, 其径向和长度方向的退磁因子分别为 0.236 和 0.527。片状的颗粒形貌提高了纳米颗粒的各向异性, 而磁性颗粒磁各向异性的大小决定了其

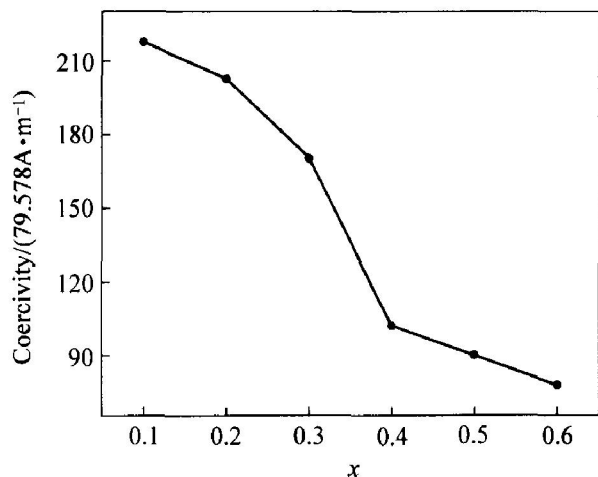


图 5 $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ ($0.1 \leq x \leq 0.6$) 合金纳米片粉末的矫顽力随铁含量 x 的变化曲线

Fig. 5 Variation curve of coercivities of $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ alloy nanoplatelet powders as function of Fe content

矫顽力的大小。因此,铁钴合金纳米片的矫顽力要大于球形颗粒的矫顽力。合金粉末的矫顽力随铁含量 x 的增加而降低是由于磁晶各向异性和形状各向异性均随铁含量 x 的增加而降低。铁的磁晶各向异性常数小于钴的磁晶各向异性常数,铁的磁晶各向异性常数为 $4.81 \times 10^{-2} \text{ J/cm}^3$,而钴的磁晶各向异性常数为 0.27 J/cm^3 ,是铁的 5.6 倍,铁钴合金的磁晶各向异性常数随铁含量 x 的增加而降低。从前面的结构分析得知,铁钴合金纳米片的直径基本相当,厚度随铁含量 x 的增加而变大。所以,合金纳米片的形状各向异性随铁含量的增加而降低。因此,铁含量的增加降低了铁钴合金纳米片的磁各向异性,导致矫顽力随铁含量 x 的增加而降低。

3.2 一致取向 $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金纳米片的磁性

由于 $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金纳米片包有一层氧化物,而且压成的小块致密度低,可以把这个压成的块体看成颗粒间隔一定距离、相互平行的 $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金纳米片的集合体。沿与片的底面夹角 θ 不同的方向施加外场,测量不同方向的室温磁滞回线,通过对这个块体不同方向磁滞回线的研究来分析颗粒形状对 $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金纳米片磁性的影响。

图 6 所示为沿不同方向测得的一致取向 $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金纳米片室温磁滞回线。从图 6 可以看出,磁化的易轴为面内方向,难轴为片的法线方向,外场与片的底面夹角 θ 越大,磁化越困难。从前面的分析可知, $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金纳米片径向和长度方向的退磁因子分别为 0.236 和 0.527,为了降低形状退

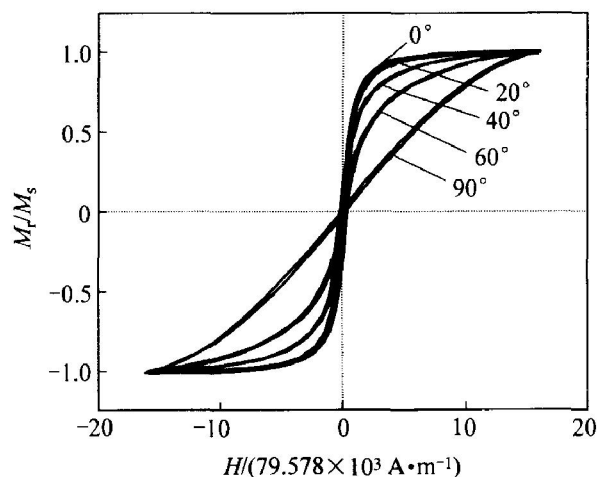


图 6 沿与片的底面成不同夹角 θ 的方向施加外场测得的磁滞回线

Fig. 6 Measured magnetic hysteresis loops of disk compacted from $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ nanoplatelets with different deviating angle θ between applied magnetic field and in-plane direction

磁能,形状各向异性将磁矩局限在面内。磁矩偏离面内 θ 越大,系统的形状退磁能增加越多,磁矩沿这一方向的偏转也就越困难。因此,一致取向纳米片的易磁化方向在面内,磁化的难易程度随角度 θ 的增加而增加,片的法线方向为磁化的难轴方向。

另外,从图 6 还可以得出,矫顽力随角度 θ 的增大而增大,在 $\theta = 60^\circ$ 时出现最大值,随后减小。剩磁总的来说比较小, M_r/M_s 最大仅为 0.215,而且随角度 θ 的增大而减小。剩磁的这种变化趋势是由于纳米片的形状各向异性造成的。退磁能使磁矩沿面内方向排列,但在这个二维的平面内是各向同性的,不存在一个特定的易轴方向,因此即使在面内的某个方向施加外场,外场为零时,测得的剩磁也会很低。而当外场偏向面外时,由于退磁能的影响,外场为零时磁矩保持在这个方向的分量会比面内方向还少,导致剩磁随偏离角度 θ 的增大而减小。

4 结论

1) 在超声波作用下,采用液相还原法,使用 NaOH 作为形状控制剂,成功制备了铁的摩尔分数 x 从 0.1 到 0.6 的 $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ ($0.1 \leq x \leq 0.6$) 合金片状纳米颗粒。

2) 所制备的不同成分铁钴合金纳米颗粒均为片状,片的平均直径约为 70 nm,平均厚度为 20~

30 nm, 纳米片的法线方向为体心立方(BCC)结构的[110]方向。当铁的摩尔分数 x 为 0.1 时, $\text{Fe}_{0.1}\text{Co}_{0.9}$ 合金纳米片为 HCP 和 FCC 两相共存, 当铁的摩尔分数 $x \geq 0.2$ 时, $\text{Fe}_x\text{Co}_{1-x}$ ($0.2 \leq x \leq 0.6$) 合金纳米片为单相 BCC 结构。在纳米颗粒的表面存在一层二价金属和三价金属的氧化层。由于颗粒表面的氧化, 同块体铁钴合金相比, 合金纳米片的点阵膨胀。由于铁原子的原子半径大于钴原子的原子半径, 铁钴合金纳米颗粒的点阵常数随铁含量的增加而增大。

3) 铁钴合金纳米片的磁测量结果表明, 同块体材料相比, 表面氧化层的存在使得纳米片的饱和磁化强度降低。大的形状各向异性使随机取向粉体的矫顽力大于块体和球形纳米颗粒的矫顽力。片状形貌使得一致取向 $\text{Fe}_{0.6}\text{Co}_{0.4}$ 合金纳米片的磁化行为随外场方向而变化, 磁化的易轴在面内方向, 难轴为纳米片的法线方向。由于纳米片在面内是各向同性的, 剩磁总的来说较低, 并且随外场与片的底面夹角 θ 的增大而降低。

REFERENCES

- [1] Dao N, Homer S R, Whittenburg S L. Micromagnetics simulation of nanoshaped iron elements: comparison with experiment[J]. *Journal of Applied Physics*, 1999, 86(6): 3262 - 3264.
- [2] Schneider M, Hoffmann H, Zweck J. Lorentz microscopy of circular ferromagnetic permalloy nanodisks[J]. *Applied Physics Letters*, 2000, 77(18): 2909 - 2911.
- [3] Ha J K, Hertel R, Kirschner J. Micromagnetic study of magnetic configurations in submicron permalloy disks[J]. *Physical Review B*, 2003, 67(22): 224432 (1 - 9).
- [4] Farrell D, Cheng Y, McCallum R W, et al. Magnetic Interactions of iron nanoparticles in arrays and dilute dispersions[J]. *Journal of Physical Chemistry B*, 2005, 109(28): 13409 - 13419.
- [5] Seto T, Akinaga H, Takano F, et al. Magnetic properties of monodispersed Ni/NiO core-shell nanoparticles[J]. *Journal of Physical Chemistry B*, 2005, 109(28): 13403 - 13405.
- [6] Chen M, Nikles D E. Synthesis, self-assembly, and magnetic properties of $\text{Fe}_x\text{Co}_y\text{Pt}_{100-x-y}$ nanoparticles[J]. *Nano Letters*, 2002, 2(3): 211 - 214.
- [7] Corrias A, Casula M F, Falqui A, et al. Evolution of the structure and magnetic properties of FeCo nanoparticles in an alumina aerogel matrix[J]. *Chemistry of Materials*, 2004, 16(16): 3130 - 3138.
- [8] Cullity B D. *Elements of X-Ray diffraction*[M]. London: Addison-Wesley Publishing Company, 1959.
- [9] Bozorth R M. *Ferromagnetism*[M]. Princeton NJ: Van Nostrand, 1956.
- [10] Winter M J. <http://www.webelements.com/webelements/elements/text/periodic-table/index.html>[EB/OL]. 2004 - 04 - 16.
- [11] Sun C Q, Tay B K, Zeng X T, et al. Bond-order-bond-length-bond-strength (bond-OLS) correlation mechanism for the shape and size dependence of a nanosolid[J]. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2002, 14(34): 7781 - 7795.
- [12] Gray D E. *American Institute of Physics Handbook*[M]. New York: McGraw-Hill Book Company, 1972.
- [13] Khanna S N. Magnetic behavior of clusters of ferromagnetic transition metals[J]. *Physical Review Letters*, 1991, 67(6): 742 - 745.
- [14] Li X G, Chiba A, Takahashi S. Preparation and magnetic properties of ultrafine particles of Fe-Ni alloys[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1997, 170(3): 339 - 345.
- [15] Vanleeuwen D A, Vanrutenbeek J M, Dejongh L J, et al. Quenching of magnetic moments by ligand-metal interactions in nanosized magnetic metal clusters[J]. *Physical Review Letters*, 1994, 73(10): 1432 - 1435.
- [16] Batlle X, Labarta A. Finite-size effects in fine particles: magnetic and transport properties[J]. *Journal of Physics D—Applied Physics*, 2002, 35(6): R15 - R42.
- [17] Corner W D, Mundell P A. Properties of ferromagnetic micropowders[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1980, 20(2): 148 - 157.
- [18] Kim Y D, Chung J Y, Kim J, et al. Formation of nanocrystalline Fe-Co powders produced by mechanical alloying[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 291: 17 - 21.

(编辑 杨 兵)