

Co_{0.9}Fe_{0.1} 合金膜中组分元素的原子自旋磁矩和轨道磁矩及其对宏观磁化强度的贡献

郭玉献 王 勃* 李红红 徐彭寿 蔡建旺

(中国科学技术大学国家同步辐射实验室, 合肥 230029; 中国科学院物理研究所磁学国家重点实验室, 北京 100080. * 联系人, E-mail: jiewang@ustc.edu.cn)

摘要 CoFe 合金由于具有高饱和磁化强度、高居里温度和低矫顽力等特性备受人们关注, 研究合金中高饱和磁化强度的来源在实验上具有重要的意义. 利用 X 射线磁性圆二色性技术(XMCD)结合常规的磁测试手段对磁控溅射法制备的 Co_{0.9}Fe_{0.1} 合金薄膜进行研究, 利用加和定则得到 Co 的自旋(spin)磁矩和轨道(orbit)磁矩分别为 1.58 和 0.31 μ_B , Fe 的自旋磁矩和轨道磁矩分别为 1.63 和 0.36 μ_B , 由此得到合金的平均原子磁矩为 1.90 μ_B , 这一结果与用 SQUID 磁强计测得的合金平均原子磁矩 1.82 μ_B 基本相符; Fe 和 Co 对样品的磁化强度的贡献比例为 10.5 : 89.5, 总的自旋磁矩和轨道磁矩对磁化强度的贡献为 83.4 : 16.6; 把自旋磁矩和轨道磁矩分开则有 $m_{\text{Fe-spin}} : m_{\text{Fe-orbit}} : m_{\text{Co-spin}} : m_{\text{Co-orbit}} = 8.6 : 1.9 : 74.8 : 14.7$.

关键词 X 射线磁性圆二色性 Co-Fe 合金 自旋磁矩 轨道磁矩

近年来, 信息技术的发展促使磁记录介质的数据存储能力迅速提高. 为了达到 1 Tbit/inch² 这个相当于目前存储密度 20 倍的目标, 垂直磁记录技术受到人们广泛的关注. 使用软磁垫层(soft magnetic underlayer, SUL)的磁存储介质能够有效地增加信号的写入场, 降低记录层的退磁场, 提高回读信号强度以及可以使用具有更高磁各向异性的存储介质; 实际上, 材料的磁矩越大, 垫层可越薄, Co-Fe合金由于其高饱和磁化强度、高居里温度和低矫顽力等性质, 特别适合在这类器件上使用^[1].

Co-Fe合金的Co含量为 29%~70%时, 合金表现为bcc结构的稳定 α 相, 是典型的软磁材料, 磁矩最大时拥有比Fe大 15%的饱和磁感应强度^[2]. Co的比例达到 90%的合金薄膜是巨磁阻(GMR)自旋阀的最经典材料, 具有fcc晶体结构, 其磁致伸缩系数几乎为零. 在发展高饱和磁化Co-Fe合金的过程中, 已经进行了大量研究^[3~8]. Minor等人^[9]在Co-Fe合金中分别添加B和Zr, 使薄膜饱和磁化强度分别达到了 2.1 和 1.8 T; Yun等人^[10]研究了用磁控溅射法制备的不同组分Co_xFe_{1-x}合金薄膜, 发现当 $x = 0.15$ 时, 薄膜的磁化强度达到最大值 2.13 T; Osaka等人^[11]用电化学沉积法, 得到饱和磁化强度为 2.4 T的二元Co-Fe合金薄膜. 由于合金的磁性来源于各组分的原子磁矩, 不同种类的原子和处于不同晶格位置的同类原子对合金磁性的贡献是不一样的^[2]. 而原子磁矩是由自旋磁矩和轨道磁矩构成的, 因此了解合金中不同原子的自旋

磁矩和轨道磁矩及与宏观磁性的关系, 对发展这类高饱和磁化强度的软磁合金薄膜具有重要的意义.

基于 X 射线近边吸收的 X 射线磁性圆二色性(X-ray magnetic circular dichroism, XMCD)技术是 20 世纪 90 年代发展起来的研究铁磁性原子磁矩的技术. 当外加磁场平行于入射的 X 射线时, 铁磁性物质对左旋和右旋圆偏振光的吸收不同, 这种吸收谱的非对称性反映了原子平均磁矩的方向和大小; 通过加和定则可以得到该元素原子的自旋磁矩和轨道磁矩, 特别适合研究复杂磁性样品中不同元素的磁性.

本文利用合肥国家同步辐射实验室最近建立的 XMCD 吸收谱技术, 研究 Co-Fe 合金中 Fe 和 Co 的轨道磁矩和自旋磁矩, 结合常规的磁测量分析了不同元素的轨道磁矩和自旋磁矩对样品的宏观磁化强度的贡献.

1 实验

实验样品是 Si 衬底上生长的 Co_{0.9}Fe_{0.1} 合金膜, 膜厚 50 nm, 衬底是半导体工业的 Si(100)片, 为防止金属与衬底的互扩散, Si 衬底在氧气气氛中高温处理以形成 Si 的氧化物, 氧化深度在 300 nm 左右. Co_{0.9}Fe_{0.1} 薄膜生长前在衬底上覆盖了约 4.0 nm 的 Ta 作为缓冲层. 为防止合金膜在空气中氧化, 最后在 Co_{0.9}Fe_{0.1} 薄膜上覆盖了约 1.5 nm 的 Ta. 根据我们的实验, 1.5 nm 的保护层仍能确保电子产额的探测. 样品是用磁控溅射法生长的, 其本底真空优于 4×10^{-5} Pa, 溅射时高

纯 Ar 气的工作气压设为 0.5 Pa. 采用高纯 $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ 合金靶 (99.9%) 和高纯 Ta 靶 (99.9%) 分别沉积 $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ 和 Ta 薄膜, $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ 和 Ta 的溅射速率分别为 0.105 和 0.107 nm/s. 为诱导出单轴磁各向异性, 生长时在平行样品表面方向施加 23.9 kA/m 的外磁场.

Fe和Co的XMCD谱是在国家同步辐射实验室 XMCD站获得. 样品处的光斑尺寸在水平方向为 3 mm, 垂直方向 1 mm. 在分辨本领达到 1000 时, 光子通量不低于 10^8 s^{-1} [12]. 在Fe和Co的吸收边处, 单色化 X射线的理论圆偏振度约为 65%. 考虑到电磁铁磁极的影响, 实验时X射线的入射角为 40° . Fe吸收谱的扫描范围是 695~740 eV, Co为 770~810 eV, 实验时设定的入缝和出缝分别为 0.18 和 0.07 mm, 根据单色器的理论计算和光束线的实际测量, 此狭缝开度下的能量分辨本领不低于 1000[12], 故将扫描步长定为 0.2 eV 是合适的. 样品的磁化使用电磁铁, 实验时的磁场达到 87.5 kA/m, 且与样品制备时的磁诱导方向平行. 吸收谱的测量采用样品电流法. 为避免磁场对样品电流信号的干扰, 实验过程中将样品在易磁化方向饱和磁化后再关闭外磁场. 为消除选取不同偏振光带来的偏振度误差, 实验中采用反转外磁场的测量模式代替切换左右圆偏振光的模式, 这两种测量模式实际上是完全等效的. 每个元素的XMCD谱测量 3 次, 给出磁矩的平均值和测量误差. X射线衍射 (XRD)测量采用的是D/Max-rA型 旋转阳极X射线衍射仪, 磁滞回线的测量采用美国Quantum Design公司生产的MPMS XL-7 型精密SQUID磁学测量系统.

图 1(a)是样品的XRD曲线, 从衍射图可以看出, $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ 的衍射角只有在 44.265° 和 69.119° 处有两个明显的衍射峰, 它们分别对应FCC相CoFe(111)峰 [1] 和衬底Si(400)峰. 由于没有其他衍射峰出现, 说明样品为(111)织构; 图 1(b)的摇摆曲线半高宽为 4.62° , 可以认为样品有较强的取向性. 综合起来, 认为样品是具有较好结晶结构的固溶体.

图 2 是样品(大小约为 $2.6 \times 2.0 \text{ mm}^2$)在磁诱导方向的磁滞回线, 在该方向上合金膜的矫顽力是 1.2 kA/m. Tolman[13]用蒸发法制备 $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ 合金膜, 其矫顽力也不超过 2.4 kA/m, 这说明对于这类合金薄膜, 虽然生长方法有所不同, 但都具有良好的软磁特性. 由图 2 还可得到, 样品的饱和磁化强度为 1.92 T,

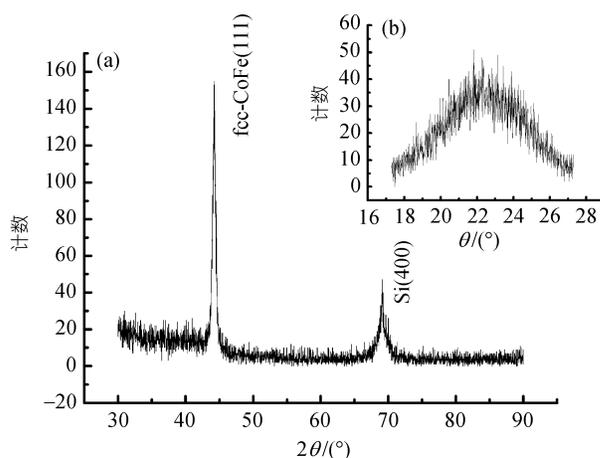


图 1 $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}/\text{Si}$ 的 XRD 图谱(a)和 CoFe (111)的摇摆曲线(b), 衍射峰分别对应 fcc 相 CoFe (111), Si(400)

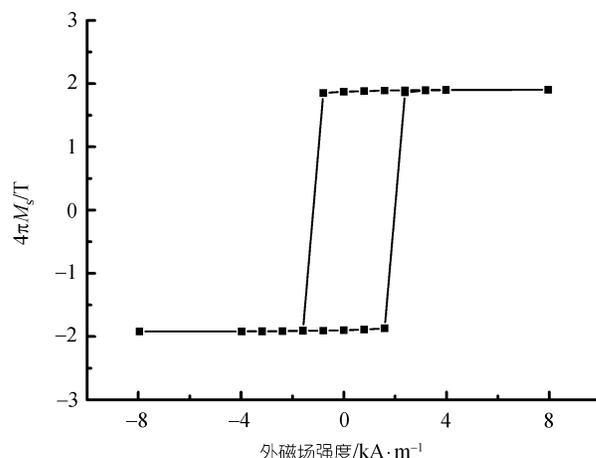


图 2 $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}/\text{Si}$ 在磁诱导方向的磁滞回线, 其饱和磁化强度为 1.92 T, 其矫顽力为 1.2 kA/m

剩余磁化强度为 1.90 T, 剩磁比达到 99.0%, 是典型的高磁化强度的软磁材料. 如此高的剩磁比再结合其他方向的磁滞回线(文中未列出), 得到该方向是样品的易磁化方向.

图 3(a)分别显示了正反向磁场下的 Fe 和 Co 的 L 边吸收谱(μ_+ 和 μ_-), 加和吸收谱(summed XAS)的积分 $\int(\mu_+ + \mu_-)$ 及扣除背底所用的台阶函数, 吸收峰是 Fe 和 Co 元素的 L_3 和 L_2 峰, 对应的跃迁是 $2p_{3/2}$ 和 $2p_{1/2} \rightarrow 3d$ 能级, r 表示加和吸收谱在 L_3 和 L_2 范围内的积分, 从谱上可以明显看出正反向磁场下吸收谱存在着明显差异. 图 3(b)是 Fe 和 Co 的 MCD 谱($\mu_+ - \mu_-$) 及相应的积分 $\int(\mu_+ - \mu_-)$, 其中 p 是 MCD 谱在 L_3 边

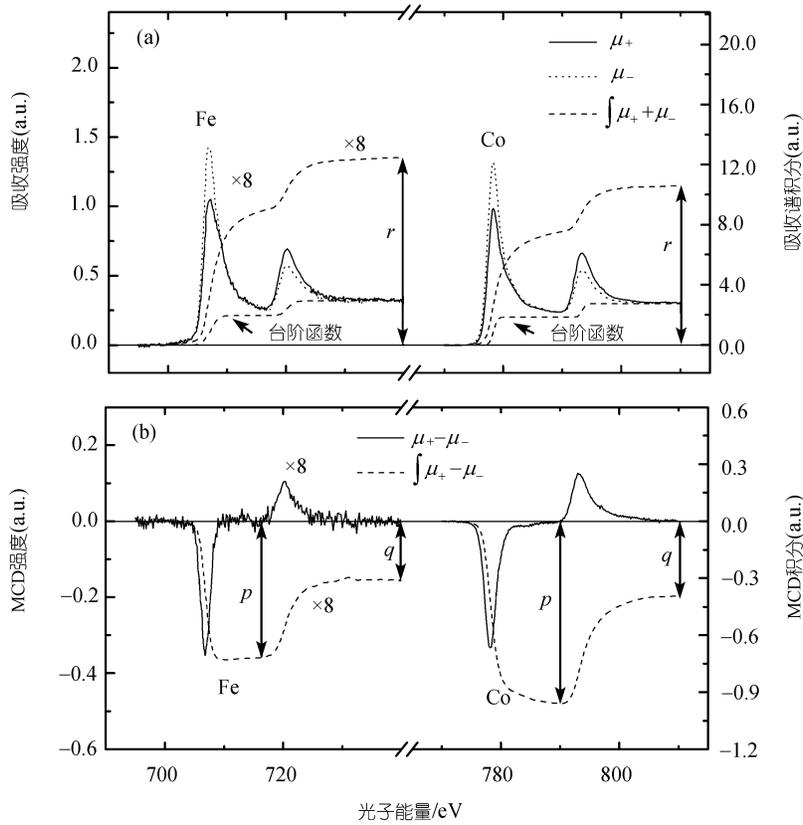


图 3 Fe 和 Co 的 $L_{2,3}$ 边吸收谱和 MCD 谱

(a) 正反磁场下的吸收谱及两者的加和积分, 吸收谱下面的虚线为台阶函数; (b) MCD 谱及其积分

的积分, q 是 MCD 谱在 L_3 和 L_2 边的积分。

根据 XMCD 的加和定则, 原子的轨道磁矩和自旋磁矩可由下式 [14] 求得:

$$M_l = -\frac{4qn_h}{3rP\cos\theta}, \quad M_s = \frac{(4q-6p)n_h}{rP\cos\theta},$$

其中 P 是入射光的偏振度, θ 是掠入射角, n_h 是 d 能带的空穴数. 在求自旋磁矩时需要将 L_3 边单独积分, 选取吸收谱 L_3 和 L_2 峰中间最低点作为 L_3 和 L_2 的分界点.

理论上讲, r 应该是对非偏振光激发的 L_2 和 L_3 边信号 (isotropic $L_{2,3}$ signal) 积分, 由于 3d 过渡金属的 X 射线磁性线二色性强度比磁性圆二色性强度低一个量级 [15], 因此非偏振光吸收谱可由 $(\mu_+ + \mu_-)/2$ 近似代替. 为了扣除连续态对吸收谱的影响, 采用了 X 射线吸收谱中常用的“双台阶”函数, 台阶的位置选在 L_3 和 L_2 的峰值波长处, 台阶的高度比取 2 : 1 [16], 双台阶函数的具体形式为

$$\text{step}(E) = H_{L_3} \left\{ \frac{1}{2} + \frac{1}{2} \text{erf} \left[\frac{2\sqrt{\ln 2}(E - P_{L_3})}{\Gamma_{G,L_3}} \right] \right\} + H_{L_2} \left\{ \frac{1}{2} + \frac{1}{2} \text{erf} \left[\frac{2\sqrt{\ln 2}(E - P_{L_2})}{\Gamma_{G,L_2}} \right] \right\},$$

其中 H 是“台阶”高度, P 是吸收峰位置, Γ_G 是“台阶”半高宽. 取 $n_{h-Fe} = 3.39$ [17], $n_{h-Co} = 2.49$ [16], 计算得到的原子磁矩见表 1.

表 1 Fe 和 Co 原子的自旋磁矩及轨道磁矩计算结果及平均值

测量序号	Fe 自旋磁矩/ μ_B	Fe 轨道磁矩/ μ_B	Co 自旋磁矩/ μ_B	Co 轨道磁矩/ μ_B
1	1.67	0.38	1.58	0.33
2	1.60	0.34	1.59	0.31
3	1.62	0.36	1.56	0.29
平均值	1.63±0.03	0.36±0.02	1.58±0.01	0.31±0.02

2 分析和讨论

由 XRD 的测量结果, 算得晶格常数和平均每个原子所占的体积分别为 0.3542 nm 和 $11.11 \times 10^{-30} \text{ m}^3$, 由样品的尺寸可算出样品的体积为 $2.6 \times 10^{-13} \text{ m}^3$; 把样品的饱和磁化强度转变为以 μ_B 为单位, 即 $4.26 \times 10^{16} \mu_B$, 进而算出单个原子的平均磁矩为 $1.82 \mu_B$. 通过 XMCD 计算的磁矩结果, 得到 Fe 原子磁矩为 $1.99 \mu_B$, Co 的原子磁矩为 $1.89 \mu_B$, 加权后得到的平均原子磁矩为 $1.90 \mu_B$. 这个平均原子磁矩与用 SQUID 测量的值相差 $0.08 \mu_B$. 这种差别产生的主要原因可能是样品尺寸度量上的误差, 忽略这些因素的影响, 可以认为这两种方式得到的结果是一致的.

根据 Co-Fe 合金的 Slater-Pauling 曲线^[1], Co-Fe 的平均原子磁矩随着合金中 Co 的含量慢慢增加, 在 Co 的含量为 30% 时达到最大值约 $2.5 \mu_B$, 随着 Co 含量继续增加, 样品平均磁矩缓慢下降并逐渐趋近于单质 Co 的磁矩值; 在 Co 的磁矩达到 90% 时, 合金的平均磁矩为 $1.88 \mu_B$, 与通过 XMCD 得到的平均磁矩 $1.90 \mu_B$ 基本一致.

根据表 1 的结果容易计算出样品中不同元素对磁化强度的贡献为 $m_{\text{Fe}} : m_{\text{Co}} = 10.5 : 89.5$, 总的自旋磁矩和轨道磁矩对磁化强度的贡献为 $m_{\text{spin}} : m_{\text{orbit}} = 83.4 : 16.6$; 再考虑把自旋磁矩和轨道磁矩分开, 可得到不同磁矩对磁化强度的贡献为 $m_{\text{Fe-spin}} : m_{\text{Fe-orbit}} : m_{\text{Co-spin}} : m_{\text{Co-orbit}} = 8.6 : 1.9 : 74.8 : 14.7$.

表 2 是 Fe 和 Co 在单质体相、单质薄膜相和合金相中的磁矩比较. 从表 2 可以看出, 合金中 Co 的自旋磁矩与单质体相和单质薄膜相的对应值相比, 基本保持一个常数. 不仅如此, Maclaren 等人^[2]通过第一原理电子结构计算得到, 不同组分的 Co-Fe 合金中 Co 的自旋磁矩基本上保持一个常数; 在实验上, Collins 等人^[19]利用极化中子衍射研究了 Co-Fe 二元合金, 得到与上述计算结果一致的结论.

在过渡金属合金中, 由于存在强的晶体场影响而导致轨道角动量部分猝灭, 其原子轨道磁矩典型值在 $0.1 \sim 0.2 \mu_B$ 之间. 从表 2 可以看出, 体相与薄膜

相 Co 的轨道磁矩在 $0.15 \mu_B$ 左右, Fe 的轨道磁矩不超过 $0.1 \mu_B$; 而我们通过 XMCD 的加和定则得到 Fe 和 Co 原子轨道磁矩一般在 $0.3 \sim 0.4 \mu_B$ 之间. Soderlind 等人^[20]很早就通过计算预测到 Co-Fe 合金中 Fe 的轨道磁矩会随 Co 的浓度而增大, 但根据他的结果, $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ 中 Fe 的轨道磁矩也只有 $0.14 \mu_B$ 左右, 更无法解释本实验中 Co 的大轨道磁矩. 另外, 值得注意的是磁各向异性会使易磁化方向上的轨道磁矩增大^[21,22], Goering^[23]在样品的不同磁化方向分别测量了样品的轨道磁矩及其相应方向的磁各向异性, 发现易磁化方向恰好对应大轨道磁矩的方向, 越容易磁化的方向对应的轨道磁矩越大, 在他们的实验中轨道磁矩的最大值约为最小值的 6 倍. 从 SQUID 的测量知道, 磁诱导的方向恰恰是样品的易磁化方向. 李锐鹏等人^[24]研究 15 nm 厚 Fe 单晶膜的面内各向异性发现, 在易磁化轴方向的轨道磁矩明显比其他方向的大, 达到 $0.452 \mu_B$; 另外, 在 Heusler 化合物中 Fe 的大 m_l/m_s 比值经常被发现^[25,26]. 我们认为, 在合金状态, Fe 和 Co 原子局域环境的改变可能是轨道磁矩增加的一个原因, 值得注意的是, 由于薄膜在一定的磁场下生长, 诱导出感生各向异性, 这个感生各向异性一般认为是原子对(如 Co-Co, Co-Fe 或 Fe-Fe)的各向异性分布所致. 虽然感生各向异性与磁晶各向异性产生的机理不同, 但从我们的实验来看, 它们似乎都会引起易磁化方向轨道磁矩的增大. 鉴于合金磁性的复杂性, 这种感生各向异性与轨道磁矩之间的作用机理, 尚需进一步研究. 从表 2 中还可以看出, 与单质体相($2.19 \mu_B$)和单质薄膜样品($1.98 \mu_B$)比较, 合金中 Fe 的自旋磁矩只有 $1.63 \mu_B$, 比薄膜样品中的 Fe 的自旋磁矩减小了约 18%. 由于我们采用的空穴数与文献[16]中相同, 单位空穴磁矩的减小可能是自旋磁矩减小的主要原因.

3 结论

利用 X 射线吸收具有元素可分辨的特性, 研究了铁磁性合金中各磁性元素的原子磁矩. 通过 XMCD 测量并根据加和定则得到了 $\text{Co}_{0.9}\text{Fe}_{0.1}$ 纳米薄

表 2 Fe 和 Co 在不同局域环境下的磁矩比较

样品	Fe		Co	
	自旋磁矩/ μ_B	轨道磁矩/ μ_B	自旋磁矩/ μ_B	轨道磁矩/ μ_B
体相 ^[18]	2.19	0.09	1.57	0.14
薄膜相 ^[16]	1.98	0.085	1.62	0.154
本实验结果	1.63 ± 0.03	0.36 ± 0.02	1.58 ± 0.01	0.31 ± 0.02

膜中的 Fe 原子和 Co 原子的自旋磁矩和轨道磁矩, 与单质薄膜相的 Fe 和 Co 原子磁矩相比, Co 的自旋磁矩基本保持不变, Fe 的自旋磁矩从 $1.98 \mu_B$ 减少到 $1.63 \mu_B$, 而 Fe 和 Co 的轨道磁矩分别为 0.36 和 $0.31 \mu_B$. 样品中不同元素对磁化强度的贡献为 $m_{Fe} : m_{Co} = 10.5 : 89.5$, 总的自旋磁矩和轨道磁矩的对磁化强度的贡献为 $m_{spin} : m_{orbit} = 83.4 : 16.6$, 不同元素的不同磁矩对薄膜磁化强度的贡献为 $m_{Fe-spin} : m_{Fe-orbit} : m_{Co-spin} : m_{Co-orbit} = 8.6 : 1.9 : 74.8 : 14.7$.

致谢 对朱三元和李锐鹏同学启发性的讨论表示感谢. 本工作受国家自然科学基金(批准号: 10274073, 10435050)和中国科学技术大学创新基金(批准号: KD2005055)资助.

参 考 文 献

- 1 Bozorth R M. Ferromagnetism. New York: D Van Nostrand Co Inc, 1951
- 2 MacLaren J M, Schulthess T C, Butler W H, et al. Electronic structure, exchange interactions, and Curie temperature of FeCo. *J Appl Phys*, 1999, 85(8): 4833—4835[DOI]
- 3 Cai J W, Kitakami O, Shimada Y. The effects of buffer layers on the crystalline structures and magnetic properties of Co-rich Co-Fe and Co-Fe-Al films. *J Phys D*, 1995, 28: 1778—1784[DOI]
- 4 Shiwata N, Wakabayashi C, Urai H. Soft magnetism of high-nitrogen-concentration FeTaN films. *J Appl Phys*, 1991, 69(8): 5616—5618[DOI]
- 5 Ohnuma S, Kobayashi N, Masumoto T, et al. Magnetostriction and soft magnetic properties of $(Co_{1-x}Fe_x)$ -Al-O granular films with high electrical resistivity. *J Appl Phys*, 1999, 85(8): 4574—4576 [DOI]
- 6 Liao S. High moment Co-Fe thin films by electrodeposition. *IEEE Trans Magn*, 1987, 23(5): 2981—2983[DOI]
- 7 Kim E H, Kim Y K, Lee S R. Permeability enhancement in Fe/CoNbZr multilayers prepared by Ar/H₂ mixed gas sputtering and heat treatment. *J Magn Magn Mater*, 2001, 233(3): 142—146 [DOI]
- 8 Ikeda S, Tagawa I, Uehara Y, et al. Write heads with pole tip consisting of high-Bs FeCoAlO films. *IEEE Trans Magn*, 2002, 38(5): 2219—2221[DOI]
- 9 Minor M K, Klemmer T J. Transverse field anneal studies of high moment FeCoB and FeCoZr films. *J Appl Phys*, 2003, 93(10): 6465—6467[DOI]
- 10 Yun E J, Win W, Walser R M. Magnetic properties of RF diode sputtered Co_xFe_{100-x} alloy thin films. *IEEE Trans Magn*, 1996, 32(5): 4535—4537[DOI]
- 11 Osaka T, Yokoshima T, Shiga D, et al. A high moment CoFe soft

- magnetic thin film prepared by electrodeposition. *Electrochem Solid-State Lett*, 2003, 6(4): C53—C55[DOI]
- 12 王劼, 李红红, 王锋, 等. 软 X 射线磁性圆二色光束线的调试和实验. *核技术*, 2005, 28(7): 489—495
- 13 Tolman C H. Nonmagnetostrictive compositions of Fe-Ni-Co films. *J Appl Phys*, 1967, 38(8): 3409—3410
- 14 王劼, 李红红, 李锐鹏, 等. X 射线磁性圆二色吸收谱分析 Co 膜厚度对原子磁矩和自旋磁矩的影响. *物理学报*, 2005, 54(11): 5474—5480
- 15 van der Laan G. Magnetic linear X-Ray dichroism as a probe of the magnetocrystalline anisotropy. *Phys Rev Lett*, 1999, 82(3): 640—643[DOI]
- 16 Chen C T, Idzerda Y U, Lin H J, et al. Experimental confirmation of the X-Ray magnetic circular dichroism sum rules for iron and cobalt. *Phys Rev Lett*, 1995, 75(1): 152—155[DOI]
- 17 Zaharko O, Cervellino A, Mertins H C, et al. Soft X-ray magnetic circular dichroism in Fe and $Fe_{0.50}Co_{0.48}V_{0.02}$ films: Quantitative analysis of transmission. *Eur Phys J B*, 2001, 23(4): 441—448[DOI]
- 18 Stohr J. X-ray magnetic circular dichroism spectroscopy of transition metal thin films. *J Electr Spectr Relat Phen*, 1995, 75: 253—272[DOI]
- 19 Collins M F, Forsyth J B. The magnetic moment distribution in some transition metal alloys. *Phil Mag*, 1963, 8: 401—410
- 20 Soderlind P, Eriksson O, Johansson B, et al. Spin and orbital magnetism in Fe-Co and Co-Ni alloys. *Phys Rev B*, 1992, 45(22): 12911—12916 [DOI]
- 21 Stohr J, Konig H. Determination of spin- and orbital-moment anisotropies in transition metals by angle-dependent X-ray magnetic circular dichroism. *Phys Rev Lett*, 1995, 75(20): 3748—3751[DOI]
- 22 Durr H A, van der Laan G. Magnetic circular X-ray dichroism in transverse geometry: Importance of noncollinear ground state moments. *Phys Rev B*, 1996, 54(2): R760—R763[DOI]
- 23 Goering E. X-ray magnetic circular dichroism—a universal tool for magnetic investigations. *J Alloys Comp*, 2001, 328 (1-2): 14—19[DOI]
- 24 李锐鹏, 王劼, 李红红, 等. 软 X 射线磁性圆二色吸收谱研究铁单晶薄膜的面内磁各向异性. *物理学报*, 2005, 54(8): 3851—3855
- 25 Elmers H J, Wurmehl S, Fecher G H, et al. Field dependence of orbital magnetic moments in the Heusler compounds Co_2FeAl and $Co_2Cr_{0.6}Fe_{0.4}Al$. *Appl Phys A*, 2004, 79(3): 557—563[DOI]
- 26 Yamasaki A, Imada S, Arai R, et al. Orbital angular momentum and interpretation of core-absorption magnetic circular dichroism on the band picture in Co-based Heusler alloys Co_2YSn (Y=Ti, Zr, and Nb). *Phys Rev B*, 2002, 65(10): 104410 [DOI]

(2006-02-13 收稿, 2006-06-12 接受)