

Mo覆盖层对MgO/CoFeB/Mo结构磁各向异性的影响

于涛 刘毅 朱正勇 钟汇才 朱开贵 苟成玲

Influence of Mo capping layer on magnetic anisotropy of MgO/CoFeB/Mo

Yu Tao Liu Yi Zhu Zheng-Yong Zhong Hui-Cai Zhu Kai-Gui Gou Cheng-Ling

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 64, 247504 (2015) DOI: 10.7498/aps.64.247504

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.247504>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2015/V64/I24>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

Co/Ni 多层膜垂直磁各向异性的研究

Perpendicular magnetic anisotropy in Co/Ni multilayers studied by anomalous Hall effect

物理学报.2015, 64(9): 097501 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.64.097501>

FeMn 掺杂 AlN 薄膜的制备及其特性研究

Study on preparation and characteristics of Fe- and Mn-doped AlN thin films

物理学报.2013, 62(21): 217504 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.217504>

Ge 纳米结构的形貌与铁磁性研究

Morphology and ferromagnetism of Ge nanostructure

物理学报.2013, 62(3): 037502 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.037502>

引入纳米氧化层的 CoFe/Pd 双层膜结构中增强的垂直磁各向异性研究

Research on enhanced perpendicular magnetic anisotropy in CoFe/Pd bilayer structure

物理学报.2012, 61(16): 167505 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.167505>

CoFeB/Pt 多层膜的垂直磁各向异性研究

Perpendicular magnetic anisotropy in the CoFeB/Pt multilayers by anomalous Hall effect

物理学报.2012, 61(16): 167504 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.167504>

Mo覆盖层对MgO/CoFeB/Mo结构磁各向异性的影响*

于涛¹⁾ 刘毅¹⁾ 朱正勇²⁾ 钟汇才²⁾ 朱开贵¹⁾ 苟成玲^{1)†}

1) (北京航空航天大学物理科学与核能工程学院, 北京 100191)

2) (中国科学院微电子研究所, 北京 100029)

(2015年7月15日收到; 2015年9月9日收到修改稿)

研究了Mo覆盖层厚度对MgO/CoFeB结构磁各向异性的影响. 研究发现, 加平行磁场生长出来的MgO/CoFeB/Mo样品表现为面内各向异性, 并且随着CoFeB的厚度减小, 面内各向异性逐渐减弱; 在CoFeB厚度减小到1.1 nm时, 仍可以保持面内各向异性, 垂直方向的外加饱和场逐渐减少; 厚度在0.9 nm及以下的情况下, 面内各向异性消失. 改变Mo覆盖层厚度, 当 $t_{\text{Mo}} = 1.6$ nm时, 垂直方向的饱和场最小. 当生长过程的磁场变为垂直磁场时, 不同厚度的Mo覆盖层对MgO/CoFeB的磁各向异性影响不同. Mo厚度在1 nm及以下时MgO/CoFeB/Mo样品表现为面内各向异性, Mo覆盖层厚度在1.2和5 nm之间时样品出现了垂直磁各向异性; 并且垂直方向的矫顽力也发生了变化, Mo覆盖层厚度为1.4 nm时样品的磁滞损耗会大一些.

关键词: 覆盖层, 垂直磁各向异性, 磁死层

PACS: 75.70.-i, 75.30.Gw, 75.47.-m

DOI: 10.7498/aps.64.247504

1 引言

自旋转移力矩磁随机存储器^[1-8](spin transfer torque magnetoresistive random access memories, STT-MRAMs)与传统及其他类型的存储器相比, 其具有存储写入读取快、无限次数读写、耗能低、存储量大、抗辐照和非挥发性等优点^[3,4]. 它将最有可能成为新一代存储的候选者, 替代传统的存储器. 在军事、空间、移动通讯等多个领域中的应用有很大的优势. MRAM综合了静态随机存储器快速读写及高次数和闪存的非挥发性, 因此吸引了一批科研人员对其感兴趣^[5-8]. 然而, 研究该类存储的要求是制作的结构比较苛刻, 要低于20 nm, 尤其是薄的磁性层可以表现出垂直磁各向异性(perpendicular magnetic anisotropy, PMA). 垂直磁性隧道结将被用在STT-MRAMs上, 可以获得高的热稳性、低的饱和磁矩和低写入电流密

度^[9]. 目前垂直磁各向异性已经被很多课题组观测到, 并对很多种具有垂直磁各向异性的多层膜进行了研究, 如稀土过渡金属薄膜^[10], [Co/(Pt, Pd)]和[Fe/(Pt, Pd)]多层膜^[11]或 L_{10} 有序合金薄膜^[12], CoFeB/MgO多层膜^[13], 并观测到展现出PMA的CoFeB/MgO磁隧道结将最有可能应用到MRAM中. 另外, 在200—400 °C之间退火温度对于磁隧道结(magnetic tunnel junction, MTJ)表现为对PMA的特性有很大的影响, 是使磁性电极形成晶体结构的关键因素. 多层膜的厚度以及膜层的顺序对结构磁性能的表现也有很大的影响, 只有当CoFeB的厚度在0.7—1.5 nm之间, 才有可能出现PMA. 关于PMA的起源在CoFeB/MgO结构中被认为是由于Fe的3d电子与O的 $2p_z$ 电子轨道耦合形成等^[14,15], 关于其机理一直处于模糊状态. 对于不同的电极材料同样也影响MTJ的PMA, 尤其是顶结构的覆盖层的厚度对CoFeB的PMA影响很敏感. 比如Ru电极在MTJ中磁易轴始终在面

* 国家重点基础研究发展计划(批准号: 2011CB921804)资助的课题.

† 通信作者. E-mail: gouchengling@buaa.edu.cn

内, 始终产生不了PMA [16,17]. 另一个重要的原因就是顶结构间的界面扩散比底结构活跃, 在顶结构中更容易形成磁死层 [18,19]. 在国内的相关研究中, 中国科学院物理研究所M07组对Mo的缓冲层进行了研究 [20], 在对底结构Mo/CoFeB/MgO研究中发现Mo对CoFeB/MgO的影响, 提高了该结构的热稳定性; 发现在450 °C的情况下, CoFeB的厚度在1.0—1.3 nm范围内仍可以表现为垂直磁各向异性, Mo的结构是晶体, 并且没有形成磁死层. 但对于作为Mo覆盖层的研究, 迄今为止未见详细的报道.

为了进一步研究以Mo覆盖层的MgO/CoFeB/Mo结构的磁性性能, 本文利用磁控溅射技术制备出多层膜样品结构, 同时通过在薄膜生长过程中外加不同方向的磁场和退火处理, 对样品多层膜的磁各向异性、磁化强度进行了分析研究.

2 实验方法

实验通过磁控溅射的方法制备出多层膜结构, 本底真空为 5×10^{-5} Pa, 在Ar气氛下镀膜工作真空度低于0.5 Pa. 实验镀膜结构是在经过热氧化的Si基片上镀成“三明治”结构, 如图1所示. 所有

溅射过程中, 溅射MgO, Mo选择了射频电源, 溅射CoFeB选择了直流电源, 溅射速率如表1所列; 本实验的所有结构列在表2. 在室温下生长薄膜, 生长过程中分别增加了面内磁场100 Oe或垂直磁场100 Oe, 退火过程是外加4000 Oe的垂直薄膜的磁场, 退火温度分别为200和300 °C, 时间1 h, 退火真空低于 7×10^{-4} Pa. 利用SQUID-VSM测试样品的常温磁滞回线.



图1 样品多层膜结构图

Fig. 1. Multilayer film structure diagram.

表1 溅射速率
Table 1. Sputter rate.

	MgO	CoFeB	Mo	Ta
溅射速率/ $\text{\AA}\cdot\text{s}^{-1}$	0.277	0.300	1.031	1.124

表2 样品结构 (nm)
Table 2. Sample structure (nm).

序号	结构	生长过程磁场方向	退火温度/ $^{\circ}\text{C}$
1	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(0.7)/Mo(5)	平行	200
2	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(0.9)/Mo(5)	平行	200
3	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(5)	平行	200
4	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.3)/Mo(5)	平行	200
5	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.5)/Mo(5)	平行	200
6	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.7)/Mo(5)	平行	200
7	Mo(5)/CoFeB(1.1)/MgO(2)/Mo(5)	平行	200
8	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(1)	平行	300
9	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(1.2)	平行	300
10	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(1.6)	平行	300
11	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(2)	平行	300
12	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(3)	平行	300
13	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(5)	平行	300
14	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(1)	垂直	300
15	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(1.2)	垂直	300
16	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(1.4)	垂直	300
17	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(2)	垂直	300
18	Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(5)	垂直	300
19	Ta(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Ta(5)	平行	200

3 分析与讨论

3.1 Mo覆盖层对结构的磁性能的影响

实验中样品结构为Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(0.7 < t < 1.7)/Mo(5), 并以5 nm厚度Mo作为覆盖层. 生长沉积过程是在平行磁场下进行的, 磁场大小为100 Oe, 退火条件为200 °C. 在CoFeB厚度为1.1—1.7 nm之间样品表现为面内各向异性 (in-plane magnetic anisotropy, IMA), 在低于1.1 nm

时, IMA消失, 如图2所示. 垂直方向的磁滞回线的饱和场随着厚度的减小而减小, 如图3所示. 说明随着CoFeB的厚度的减小, 根据下文(1)式计算的面内有效性能的绝对值在减小, 面内各向异性在逐渐减弱, 而垂直方向的特性逐渐显露出来. 也很有可能是因为所添加的面内磁场起到了过强的诱导作用, 阻碍了PMA的出现. 在CoFeB的厚度过于薄时, 薄膜不再连续, 薄膜层之间的耦合减弱, 即使生长过程中增加了面内磁场也无法保持薄膜的面内各向异性.

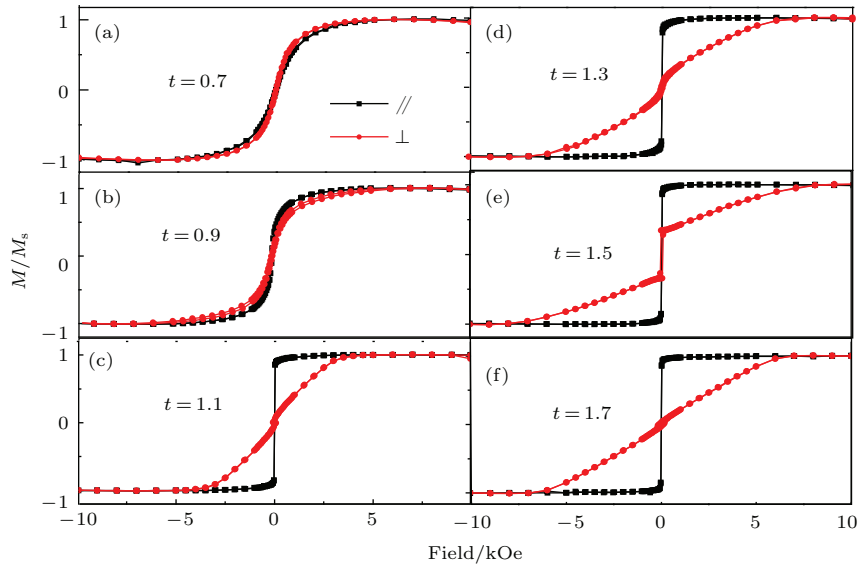


图2 (网刊彩色) 平行磁场下生长的Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(0.7 < t < 1.7)/Mo(5)结构(200 °C下退火1 h)和常温下的磁滞回线

Fig. 2. (color online) The structure of Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(0.7 < t < 1.7)/Mo(5) with as-desposied in-plane magnetization, annealed at 200 °C 1 h. In-plane and out of plane magnetization curves for samples at room temperature.

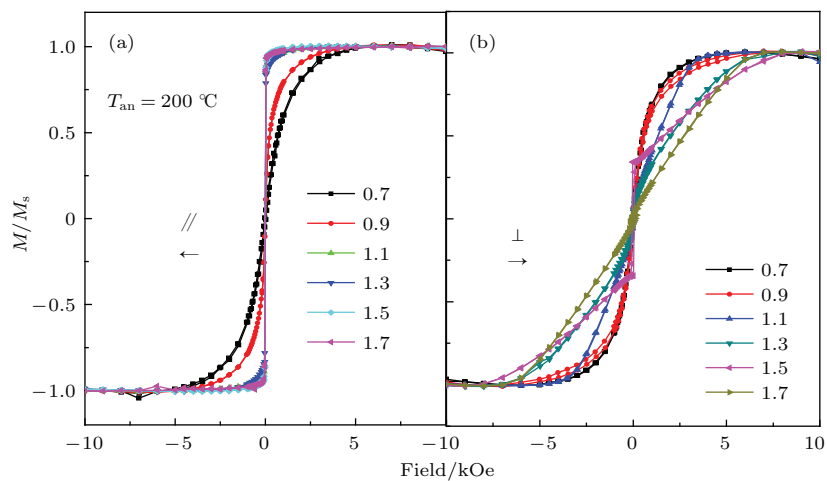


图3 (网刊彩色) 平行磁场下生长的Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(t)/Mo(5)结构(200 °C下退火1 h); (a) 平行方向的磁滞回线; (b) 垂直方向的磁滞回线

Fig. 3. (color online) The structure of Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(t)/Mo(5) with as-desposied in-plane magnetization, annealed at 200 °C 1 h: (a) in-plane magnetization curves; (b) out of plane magnetization curves at room temperature.

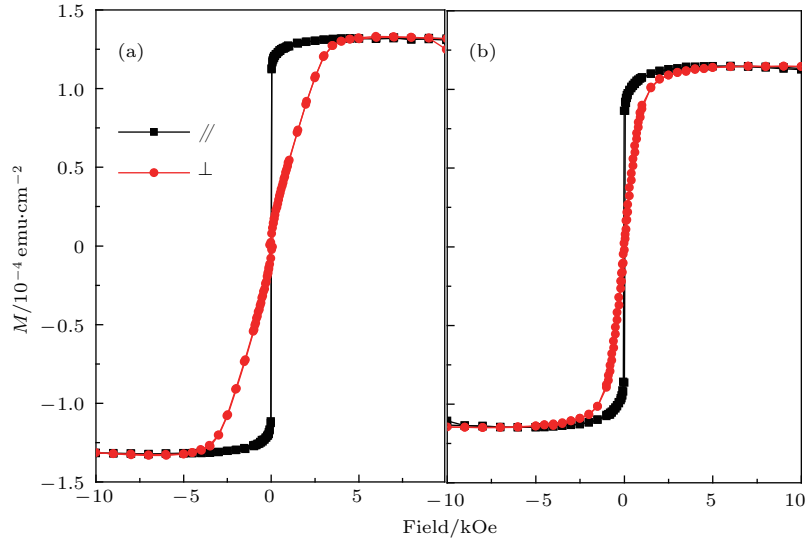


图4 (网刊彩色) 平行磁场下的生长结构(200 °C下退火1 h)和常温下的磁滞回线(红色表示垂直方向, 黑色表示平行方向) (a) Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(5); (b) Ta(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Ta(5)
 Fig. 4. (color online) The structure of samples with as-desposied in-plane magnetization, annealed at 200 °C for 1 h (red dot and black cube representated for out of plane and in-plane, respectively). $M-H$ curves at room temperature for (a) Mo(5)/MgO(2)/CoFeB (1.1)/Mo(5) and (b) Ta(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Ta(5).

在相同的制备条件下, 对比Ta, Mo两种覆盖层的顶结构, Mo作为覆盖层的结构饱和磁矩大一些, 如图4所示. 基于其他研究成果发现覆盖层对CoFeB/MgO结构的影响相对于缓冲层更加敏感, 且Mo作为覆盖层比Ta作为覆盖层的结构表现出强的面内磁异性能, 可能是因为Mo本身是晶体, 沉积生长退火后的Mo层仍为晶体结构, 增强了结构的退磁场进而稳固了结构的面内各向异性. 换句话说, 界面的垂直磁各向异性不能够克服退磁场的影响. 也可能是因为不同覆盖层材料的电负性可能会改变铁磁3d轨道的填充带^[21], Mo的电负性大于Ta, 影响了Co(Fe)—O键, 进而磁各向异性就有可能被覆盖层影响.

不同厚度的CoFeB的样品的饱和磁矩 M 不同(如图5), 有效磁能也不同. 根据下面四个公式计算,

$$K_{\text{eff}} = M_s H_k / 2, \quad (1)$$

$$K_{\text{eff}} = K_v - 2\pi M_s^2 + K_i t_{\text{CoFeB}}^*, \quad (2)$$

$$M = M_s (t_{\text{CoFeB}} - t_d), \quad (3)$$

$$t_{\text{CoFeB}}^* = t_{\text{CoFeB}} - t_d, \quad (4)$$

其中 K_{eff} , H_k , K_v , K_i , t_{CoFeB}^* , t_d , t_{CoFeB} 分别代表有效异性能、体积各向异性能、界面各向异性能、有效CoFeB厚度、磁死层厚度、标称厚度. 在退火温度为200 °C的条件下, 得出在Mo作为覆盖层的系列样品饱和磁化强度 M_s 为1600 emu/cm³;

与Mo作为缓冲层的结构比较相近^[20], 相比于Ta, Nb, Ru, Ti^[22] 大约为1150 emu/cm³ 高一些. 我们发现Mo作为覆盖层饱和磁化强度大, 但磁死层也比较大^[7], 在退火过程中Mo^[20] 不像Ta, Ti^[23] 形成非晶态, 而是像W一样形成了晶态^[24], Mo和CoFeB相邻对于CoFeB层的晶化起到了一定促进作用, 有利于增强CoFeB的磁性能, 且此结构具有高的热稳定性.

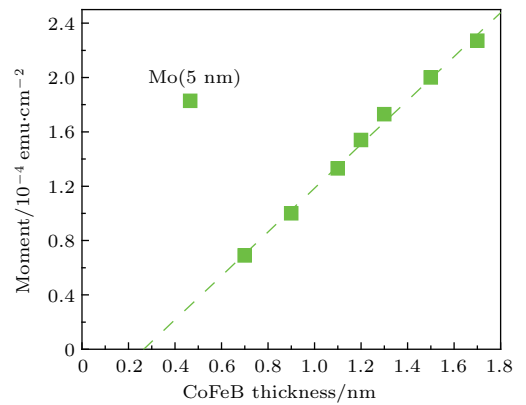


图5 平行磁场下生长(200 °C下退火1 h)的Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(t)/Mo(5)结构和不同CoFeB厚度的饱和磁矩
 Fig. 5. Thickness for the samples Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(t)/Mo(5) with as-desposied in-plane magnetization, annealed at 200 °C for 1 h, the variation of M measured in the in-plane as a function of CoFeB.

在实验中发现, 当Mo厚度为5 nm作为覆盖层的结构和Ru^[13]作为覆盖层的结构相近, 均没有

出现PMA, 且Mo 界面能为0.91 erg/cm²(如图6), 高于Ru; 磁死层的厚度为0.26 nm, 低于Ru的0.48 nm. 但Mo不同于Ru, Ru在结构中作缓冲层或者覆盖层均不会有PMA的出现, Mo作为缓冲层出现PMA [20]. 本文中Mo在5 nm下没有出现PMA, 可能是因为过于厚的Mo覆盖层, 再加上沉积过程中的平行磁场的作用稳固了结构的IMA, 抑制了PMA的出现, 使得界面的PMA无法克服退磁场的影响.

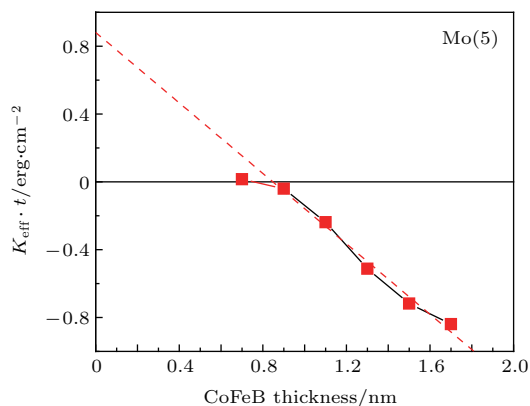


图6 平行磁场下生长的(200 °C下退火1 h)Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(t)/Mo(5)结构和不同CoFeB厚度的K_{eff}·t

Fig. 6. Thickness for the samples Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(t)/Mo(5) with as-deposited in-plane magnetization, annealed at 200 °C for 1 h, the variation of K_{eff}·t measured in the in-plane as a function of CoFeB.

3.2 Mo厚度对平行磁场下生长的结构的磁性能的影响

在平行磁场下沉积的样品主要表现为面内各向异性, 在这样的条件下研究了Mo覆盖层对CoFeB磁性能的影响. 可能是因为退火温度影响了B原子的扩散, CoFeB层没有被MgO层诱导晶化为(001)方向晶态, 或者仍处于非晶态. 另在此温度下, 5 nm厚的Mo作为覆盖层的结构产生了磁死层, 可能像Ru一样没有吸收B原子, Mo的活跃性大于B造成Mo向CoFeB中扩散, 产生了磁死层, 较厚的覆盖层产生了较厚的磁死层 [19]. 我们也发现以Mo作为覆盖层的结构和其他的覆盖层一样形成的磁死层厚度远高于材料作为缓冲层的磁死层, 产生了较厚的磁死层进而影响了界面能, 最终影响了结构的磁性能.

在改变覆盖层的厚度和退火温度时, 发现退火温度为300 °C的样品的垂直方向的饱和场比200 °C退火样品低, 可得出300 °C的退火温度可以

减弱面内各向异性趋向于向PMA转变, 如图7(a)和图7(b)所示. 在300 °C退火温度下, 不同厚度的Mo对该结构的饱和磁矩影响有点大, 如图7(b), 图7(c)和图8所示. 主要原因是提高温度更加有利于B扩散析出, 使CoFeB结构更有利于晶化.

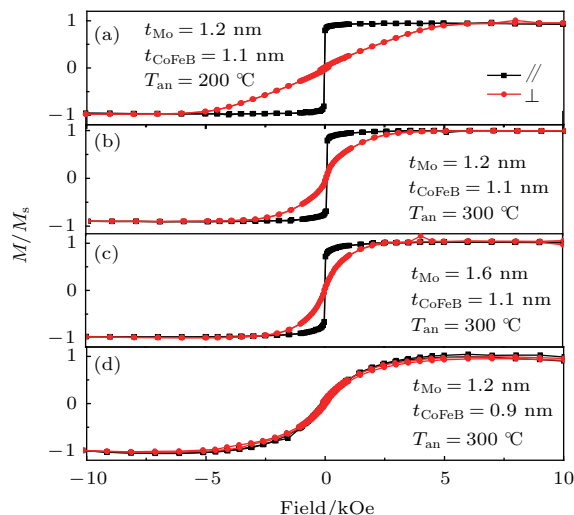


图7 (网刊彩色) 平行磁场下生长的(红点, 黑方块分别表示垂直和平行) (a) Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(1.2) (200 °C 1 h), (b) Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(1.2) (300 °C 1 h), (c) Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(1.6) (300 °C 1 h), (d) Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(0.9)/Mo(1.2) (300 °C 1 h)

Fig. 7. (color online) The structure of samples with as-deposited in-plane magnetization (red dot and black cube represented for out of plane and in-plane, respectively): (a) M-H curves for Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(1.2), annealed at 200 °C for 1 h; (b) M-H curves for Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(1.2), annealed at 300 °C for 1 h; (c) M-H curves for Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(1.6), annealed at 300 °C for 1 h; (d) M-H curves for Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(0.9)/Mo(1.2), annealed at 300 °C for 1 h.

在1.2—1.6 nm之间, 饱和磁矩有个陡峭的变化, Mo覆盖层厚度超过1.6 nm时, 结构饱和磁矩减弱. 观察垂直于易轴方向的饱和场, 在1—2 nm之间也有一个突变情况. 有可能Mo覆盖层直接暴露在大气中, 与空气接触表层被氧化, 即使在高真空中退火, 这种情况也是无法避免、进而会影响该结构的磁性能. 由图8可见在1.6 nm的位置, 使得该结构达到饱和磁矩的外加饱和场最小, 意味着处于1—2 nm之间的Mo覆盖层更有利于CoFeB晶化, 更容易使得B扩散. 进而减弱其面内各向异性, 向垂直磁各向异性方向转变有一个发展趋势, 即使在平行磁场下沉积CoFeB结构也无法阻碍这样的趋势.

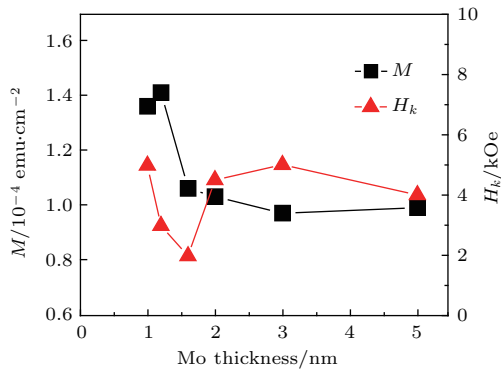


图8 (网刊彩色) 平行磁场下生长 (300 °C 退火 1 h) 的不同 Mo 厚度 Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(t) 结构的饱和磁矩 (黑色方形) 和垂直于易轴方向的磁滞回线的饱和场 (红色三角)

Fig. 8. (color online) The structure of samples Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(t) with as-desposied in-plane magnetization annealed at 300 °C 1 h, the variation of M measured in the in-plane as a function of Mo(black cube), the vatiation of H_k measured in the out of plane as a function of Mo(red triangle).

3.3 Mo 厚度对垂直磁场下生长的结构的磁性能的影响

实验发现在薄膜沉积生长过程中所添加的不同方向的磁场对结构表现出的各向异性有很大区别, 即制备方法对于结构影响很大. 尤其退火环节也至关重要, 因为采取适当的热处理, 不但可以改变各向异性的大小, 还可以改变易轴方向. 所加磁场对于薄膜生长有一定的诱导作用, 退火过程有利于薄膜晶化, 最终表现为 PMA, 如图 9 所示. Chikazumi [26] 根据“方向有序”即不同的原子对的

各向异性的分布解释这种现象, 方向有序引起晶格畸变磁弹性能产生一种感生各向异性. 可以认为通过退火后 CoFeB 层三种元素的原子迁移情况不同, 易轴从面内转向垂直方向.

通过改变 Mo 覆盖层的厚度 (如图 10), 观察到 Mo 覆盖层为 1.0 nm 及以下时没有出现 PMA, 而是表现为 IMA, 当 Mo 的厚度在 1.2 与 5 nm 之间结构能够出现 PMA, 由于 CoFeB 在沉积的过程中是非晶态的, 通过退火可以将 B 原子从 CoFeB 层扩散出来. 另外, B 倾向于向金属层扩散, CoFeB 经过 MgO 层诱导晶化成 (001) 态, 再加上垂直磁场的诱导作用提高了 PMA. 对于 Mo 厚度为 1 nm 及小于 1 nm 时, 表现为 IMA, 可能是 Mo 覆盖层过于薄, 对于 B 的扩散诱导较弱, 无法让 B 析出, 故而即使在垂直磁场的诱导下, 也无法表现为垂直各向异性; 也有可能是因为 Mo 层过薄没有完全覆盖住 CoFeB 层, 造成结构被氧化; 也可能是界面产生的 PMA 无法克服退磁场的影响, 整体表现为面内各向异性. 通过对比平行磁场下的同样结构, Mo 覆盖层的厚度对于结构磁性能有很大的影响, 尤其是在垂直磁场生长沉积出来的结构, 垂直磁场对于结构有诱导作用, Mo 覆盖层对于结构的各向异性有一定保护作用. 当结构晶化出现大的晶粒时, 样品将具有较大的矫顽力, 发现在 Mo 为 1.4 nm 的结构中矫顽力大一些, 样品在此结构下出现了晶化, 并且产生了大的晶粒; 同时, 将导致磁滞损耗会更大一些, 在应用中可能会消耗较多的能量. 出现这种情况最有可能是 B 的扩散析出导致结构晶化出较大晶粒.

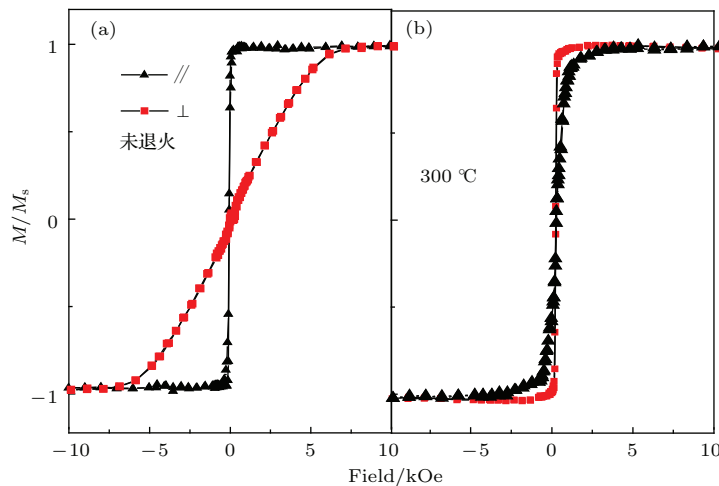


图9 (网刊彩色) 垂直磁场下生长结构 Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(2) 的常温磁滞回线 (a) 未退火; (b) 300 °C 退火 1 h

Fig. 9. (color online) The structure of samples Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(2) with as-desposied out of plane magnetization: (a) as-desposied; (b) annealed at 300 °C, 1 h.

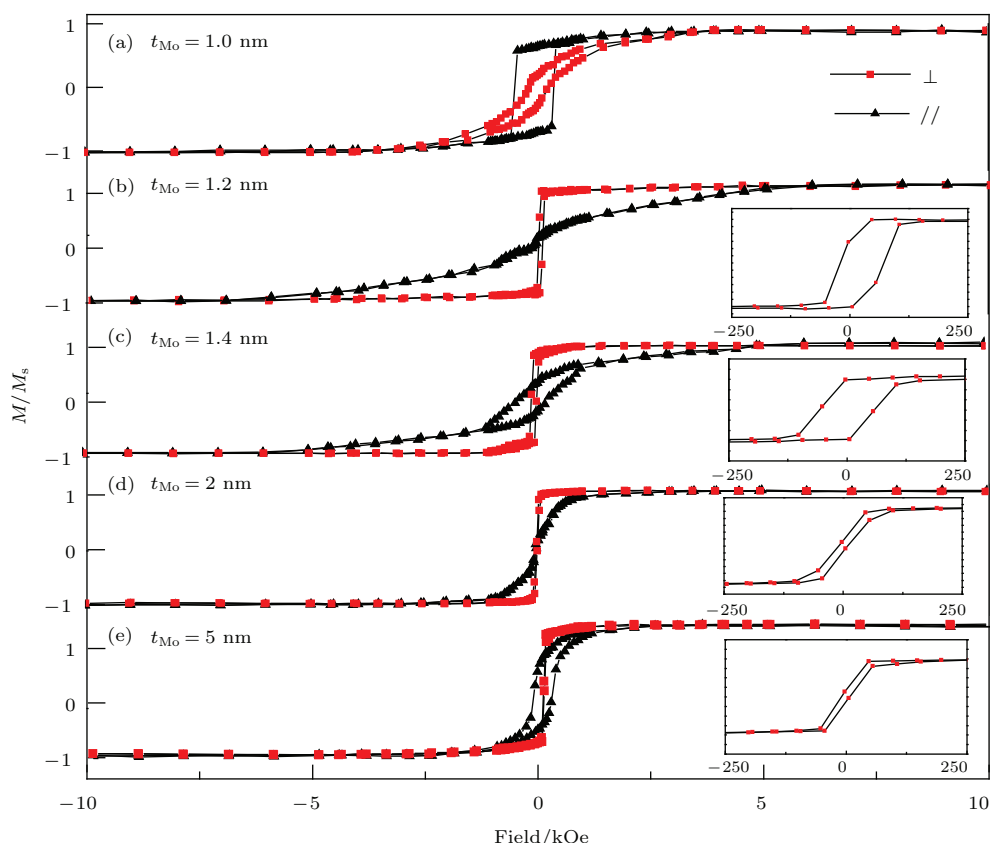


图 10 (网刊彩色) 垂直磁场下生长的 Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(t) 结构 (300 °C, 退火 1 h); 插图 为低磁场下的磁滞回线.

Fig. 10. (color online) The structure of samples Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(1.1)/Mo(t) with as-desposited out of plane magnetization, annealed at 300 °C for 1 h. Inset: the $M-H$ cuves under the small magnetization field.

4 结 论

在平行磁场下制备的 Mo(5)/MgO(2)/CoFeB(t)/Mo(5) 结构中, 样品表现为面内各向异性, 随着 CoFeB 的厚度减小, 垂直方向的饱和磁场减小, 饱和磁化强度大约 1600 emu/cm^3 . 同时, 相对于 Ta 来说, Mo 容易获得较大的饱和磁矩、更强的退磁场, 更加稳固了结构的面内各向异性. 在退火温度为 200 °C 的条件下, 界面能比较小, 并且产生了磁死层厚度大约为 0.26 nm. 随 Mo 覆盖层厚度的增加, 饱和磁矩先减小, 然后基本保持不变; 同时, Mo 覆盖层在 1 和 2 nm 之间对垂直方向的饱和场也有很大的影响, 更容易使结构达到饱和. 在实验薄膜生长过程中外加磁场对结构的各向异性也有很大的影响, 外加垂直磁场的情况下, 在覆盖层 Mo 为 1.2 与 5 nm 之间表现为 PMA, 在 1 nm 的结构 PMA 消失, 表现为 IMA; 且 1.4 nm 的结构具有较大的矫顽力, 会在结构中产生大的晶粒, 垂直磁

滞损耗大于其他样品, 可能会在应用中消耗更多的能量.

参考文献

- [1] Zhu J G, Park C 2006 *Mater. Today* **9** 36
- [2] Kishi T, Yoda H, Kai T, *et al.* 2008 *IEDM Tech. Dig.* **309** 1
- [3] Chen Y, Wang X, Li H, Xi H, Yan Y, Zhu W 2010 *IEEE Trans. Very Large Scale Integr. Syst.* **18** 1724
- [4] Ikeda S, Miura K, Yamamoto H, Mizunuma K, Gan H D, Endo M, Kanai S, Hayakawa J, Matsukura F, Ohno H 2010 *Nat. Mater.* **9** 721
- [5] Park J H, Park C, Jeong T, Moneck M T, Nufer N T, Zhu J G 2008 *J. Appl. Phys.* **103** 07A917
- [6] Mangin S, Ravelosona D, Katine J A, Carey M J, Terris B D, Fullerton E E 2006 *Nat. Mater.* **5** 210
- [7] Wang W X, Yang Y, Naganuma H, Ando Y, Yu R C, Han X F 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 012502
- [8] Liu T, Cai J W, Sun L 2012 *Aip. Adv.* **2** 032151
- [9] Sbiaa R, Meng H, Piramanayagam S N 2011 *Phys. Status Solidi RRL* **5** 413

- [10] Nishimura N, Hirai T, Koganei A, Ikeda T, Okano K, Sekiguchi Y, Osada Y 2002 *J. Appl. Phys.* **91** 5246
- [11] Yakushiya K, Saruya T, Kubota H, Fukushima A, Nagahama T, Yuasa S, Ando K 2010 *Appl. Phys. Lett.* **97** 232508
- [12] Ikeda S, Hayakawa J, Ashizawa Y, Lee Y M, Miura K, Hasegawa H, Tsunoda M, Matsukura F, Ohno H 2008 *Appl. Phys. Lett.* **93** 082508
- [13] Worledge D C, Hu G, Abraham D W, Sun J Z, Trouiloud P L, Nowak J, Brown S, Gaidis M C, O'Sullivan E J, Robertazzi R P 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 022501
- [14] Yang H X, Chshiev M, Dieny B, Lee J H, Manchon A, Shin K H 2011 *Phys. Rev. B* **84** 054401
- [15] Shimabukuro R, Nakamura K, Akiyama T, Ito T 2010 *Physica E* **42** 1014
- [16] Jung J H, Lim S H, Lee S R 2010 *J. Appl. Phys.* **108** 113902
- [17] Bonell F, Murakami S, Shiota Y, Nozaki T, Shinjo T, Suzuki Y 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 232510
- [18] Cheng C W, Feng W, Chern G, Lee C M, Wu T H 2011 *J. Appl. Phys.* **110** 033916
- [19] Lee D S, Chang H T, Cheng C W, Chern G 2014 *IEEE Trans. Magn.* **50** 3201904
- [20] Liu T, Zhang Y, Cai J W, Pan H Y 2014 *Sci. Rep.* **4** 5895
- [21] Oh Y W, Lee K D, Jeong J R, Park B G 2014 *J. Appl. Phys.* **115** 17C724
- [22] Ibusuki T, Miyajima T, Umehara S, Eguchi S, Sato M 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 062509
- [23] Miyajima T, Ibusuki T, Umehara S, Sato M, Eguchi S, Tsukada M, Kataoka Y 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 122501
- [24] An G G, Lee J B, Yang S M, Kim J H, Chung W S, Hong J P 2015 *Acta Mater.* **87** 259
- [25] Niessen A K, De Boer F R 1981 *J. Less-Common Met.* **82** 75
- [26] Chikazumi S 1950 *J. Phys. Soc. Jpn.* **5** 327

Influence of Mo capping layer on magnetic anisotropy of MgO/CoFeB/Mo*

Yu Tao¹⁾ Liu Yi¹⁾ Zhu Zheng-Yong²⁾ Zhong Hui-Cai²⁾ Zhu Kai-Gui¹⁾ Gou Cheng-Ling^{1)†}

1) (School of Physics and Nuclear Energy Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China)

2) (Institute of Microelectronics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100029, China)

(Received 15 July 2015; revised manuscript received 9 September 2015)

Abstract

In this paper, the influence of Mo capping layer on magnetic anisotropy of MgO/CoFeB/Mo with varying thickness is studied. It is found that Mo capping layer shows more saturated magnetic moments than Ta capping layer. The direction of the external magnetic field has a great influence on the magnetic anisotropy. The MgO/CoFeB/Mo sample prepared in an applied magnetic field parallel to the plane shows in-plane magnetic anisotropy (IMA). IMA becomes weak as the CoFeB thickness decreases, and it still exists when the thickness decreases to 1.1 nm. At the same time, the saturation field vertical to the plane decreases. When the thickness of CoFeB layer decreases to 0.9 nm or less, the IMA disappears. In our study, the saturated magnetization and magnetic dead layer are 1600 emu/cm³ and 0.26 nm at the annealing temperature 200 °C, and the interface anisotropy is 0.91 erg/cm², which is smaller than previous research results. Increasing the annealing temperature helps the sample keep the saturated state under a small magnetic field vertical to the plane, and makes IMA weak and transform into PMA. The variation of the Mo capping layer thickness affects the saturation magnetic moment of the sample. The magnetic moment shows a sharp downtrend when the Mo layer is between 1.2 and 1.6 nm, then it turns stabler with Mo capping layer thickening. Meanwhile, when the Mo capping layer is 1.6 nm, the external vertical saturation field becomes smallest. However under the parallel magnetic field, changing the thickness or annealing temperature, or changing both leads to no PMA occurring. When the magnetic field direction changes from parallel to vertical direction, some of the samples show PMA after the annealing process. The magnetic anisotropy of MgO/CoFeB/Mo varies with the thickness of Mo capping layer. IMA is present when the Mo capping layer is 1 nm or less while PMA is present when the Mo capping layer is between 1.2 and 5 nm. The sample coercive force in the vertical direction varies with thickness, and its magnetic hysteresis loss is much larger when the thickness of Mo capping layer is 1.4 nm.

Keywords: capping layer, perpendicular magnetic anisotropy, magnetic dead layer

PACS: 75.70.-i, 75.30.Gw, 75.47.-m

DOI: 10.7498/aps.64.247504

* Project supported by the National Basic Research Program of China (Grant No. 2011CB921804).

† Corresponding author. E-mail: gouchengling@buaa.edu.cn