

磁控溅射制备 $\text{BiFeO}_3/\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$ 复合薄膜及其磁性能研究

顾正飞, 李振昕, 江民红, 李林, 杜玉松, 喻思力, 潘旷, 赵光乾

(桂林电子科技大学, 广西 桂林 541004)

摘要: 室温下采用射频磁控溅射法, 在 P 型 $\langle 100 \rangle$ Si 基衬底上分别制备了 BiFeO_3 (BFO) 和 $\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$ ($x=0\sim 0.3$) 的单层及 2-2 型 $\text{BiFeO}_3/\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$ 叠层式复合结构薄膜。采用 X 射线衍射 (XRD)、扫描电子显微镜 (SEM) 和材料综合物性测试系统 (PPMS) 对薄膜样品的微观结构、表面形貌以及磁学性能进行了测试分析。结果表明, 随着 x 的增加, $\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$ 单层膜的矫顽力先少量减小后增加, 剩磁比起初不变然后递增, 而剩余磁化强度一直减小。当 $x=0.3$ 时, 其矫顽力和剩磁比均达到最大值, 分别为 491 kA/m 和 0.69, 而剩余磁化强度达到最小值为 50 (A m^2)/kg; 复合薄膜的矫顽力及剩磁比先增加后减小, 剩余磁化强度一直减小, 在 $x=0.2$ 矫顽力和剩磁比均达到最大值, 分别为 425 kA/m 和 0.73, 当 $x=0.3$ 时矫顽力和剩磁比明显减弱, 分别为 171 kA/m 和 0.4, 此时剩余磁化强度为最小值 19 (A m^2)/kg。

关键词: 磁控溅射; 复合薄膜; 表面形貌; 磁性能

中图分类号: TB43; O484

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)02-0415-06

1894 年, Curie 通过对称性的理论预测自然界中存在磁电效应。1994 年瑞士的 Schmid^[1]明确提出了多铁性材料的 (Multi-ferroic) 的概念, 指具有 2 种或 2 种以上的初级铁性体特征的单相化合物。而 BiFeO_3 就是少数在室温下同时包括铁电性和铁磁性的多铁性化合物^[2,3]。随着科学技术的发展, 制膜技术的提高, 多铁性研究已经不仅仅停留在块体, 而是转向纳米层面。2004 年, Zheng 等人^[4]在 $\text{BaTiO}_3\text{-CoFe}_2\text{O}_4$ 复合薄膜中观察到, 电偶极矩和磁自旋在纳米尺度上的耦合, 产生了不同于块体复合材料的多重铁性行为, 给纳米结构复合材料的研究提供了广阔的思路。通过将铁电相与铁磁相的层状叠加, 在纳米尺度上的调控有望得到异质结中的结构、电性、磁性、临界特性等的变化。选取锆铁氧体 $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ 作为铁磁相是因其具有高的磁性能而在永磁材料中占有重要地位^[5,6], 同时由于其稳定的化学性能和耐磨抗腐蚀性能, 近年来作为新型高密度磁记录介质和吸波材料受到人们的广泛关注^[7,8], 特别是 La, Co 分别取代 Sr, Fe 的 $\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$ 材料更具有性能优势^[9]。2012 年, Yukiko Yasukawa 在 $\text{BiFeO}_3/\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ 复合结构中观察到通过磁场控制电极化的磁电耦合行为^[10]。从而给出了该薄膜中磁电耦合效应的直接证据。而本实验的主要研究目的是给出 BiFeO_3 与 $\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$ 薄膜在复合结构下磁性能的转变趋势, 该研究结果有望

对今后研究其磁电耦合性有借鉴或参考作用。本实验采用磁控溅射法^[11,12]分别制备 BiFeO_3 和 $\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$ 单层薄膜, 以及 $\text{BiFeO}_3/\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$ 复合结构薄膜, 对其显微结构进行表征分析, 并分析比较该系列薄膜在复合前后的磁性能的变化规律, 为今后进一步研究它的磁电耦合效应及机理提供参考。

1 实验

采用射频磁控溅射技术, 在 P 型 $\langle 100 \rangle$ Si 基片上沉积了厚度约为 300 nm 的 $\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$ 单层薄膜, 随后在 850 °C 的空气气氛中退火 1 h 以生成目标晶相。之后, 在上述薄膜上继续沉积厚度为 450 nm 的 BFO 薄膜, 再在 550 °C 下退火处理 30 min。使用的靶材分别为直径 65 mm、厚度为 3 mm 的 $\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$ 陶瓷靶和 $\text{Bi}_{1.05}\text{FeO}_3$ 陶瓷靶, 其中后者靶材 Bi 过量是为了弥补溅射过程中由于 Bi 的挥发而导致的 BFO 薄膜的成分偏差。BFO 单层膜的镀膜工艺也如上所述。镀膜参数如表 1。

采用荷兰 PANalytical 公司生产的 Emptytean PIXcel 3D 型 X 射线衍射仪 (XRD) 对薄膜样品的物相进行分析表征, 采用 FEG-450 型能量谱仪 (EDS) 测试薄膜样品的成分, 采用 FEI 公司生产的 FEG-450 型场发射扫描电镜 (SEM) 观察薄膜样品的微观组织

收稿日期: 2016-02-03

基金项目: 广西自然科学基金 (2012GXNSFAA053198, 2012GXNSFGA060002); 国家自然科学基金 (51161005, 51102056)

作者简介: 顾正飞, 男, 1957 年生, 博士, 教授, 桂林电子科技大学材料科学与工程学院, 广西 桂林 541004, 电话: 0773-2291909, E-mail: gzfzwz188@163.com

表 1 BiFeO₃ 与 Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 的磁控溅射工艺参数

Table 1 Magnetron sputtering process parameters of BiFeO₃ and Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉

Sample	Pressure/Pa	O:Ar	Power/W	Time/h
BiFeO ₃	1.5	10:30	100	4
Sr _{1-x} La _x Fe _{12-x} Co _x O ₁₉	1.0	2.5:100	110	4

结构, 采用材料综合物性测试系统 (PPMS) 测试薄膜样品的磁性能。

2 结果与讨论

图 1 给出了 Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 单层膜的 XRD 图谱, Si 基片的衍射峰已经通过 XRD 薄膜附件过滤。从图中可以看出, 所有样品均呈现单一的 M 型磁铅石结构, 至少在 XRD 的测量范围内没有发现明显的其他物相的衍射峰, 说明 La、Co 的替代引入使薄膜样品形成了新的稳定的固溶体, 没有改变它的晶体结构, 也没有促使其他物相生成。

图 2 为 BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 复合薄膜的

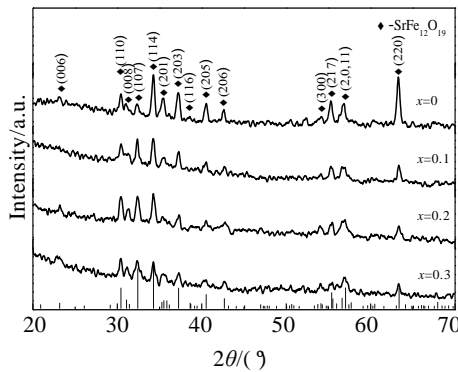


图 1 Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 单层膜的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ monolayer film

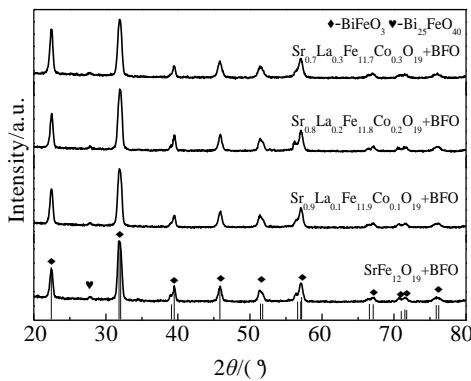


图 2 BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 复合膜的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ composite film

XRD 图谱。由图 2 可知, 所有样品的主相均表现出典型的多晶 BiFeO₃ 钙钛矿结构, 衍射峰形尖锐, 说明 BiFeO₃ 膜层结晶良好, 且薄膜中没有出现择优取向生长。此外, 从图 2 也可看出, 在衍射图谱中存在极少量的 Bi₂₅FeO₄₀ 相的杂峰, 这可能是由 Bi 元素的过量引起的。由于薄膜的顶层是厚度达 450 nm 的 BiFeO₃ 层, 因此在图 2 所示的 XRD 图谱中没有出现 Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 的衍射峰, 这也间接说明了复合薄膜底层与顶层之间没有出现明显的两类物相的互扩散现象, 复合薄膜的叠层结构相对稳定。图 3 显示了该复合薄膜的叠层结构示意图。

图 4 所示为 Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 单层膜表面及 x=0 复合薄膜表面、断面的 SEM 形貌。由图 4 可见, 当 x=0 时, 薄膜表面组织由呈长条状的纯锆铁氧体晶粒组成, 晶粒排列紧密。随着 La、Co 掺入, 当 x=0.1 时, 有条状组织变细, 且局部伴有混沌状组织, 对细长和混沌状组织的成分分析如图 5 所示, 结果表明, 细长组织中 Co 含量较 La 含量明显更高, 而在混沌状区域中 La 含量更高, 这说明 La、Co 的添加改变了锆铁氧体晶粒的生长条件, 其结果体现在晶粒形貌的变化, 抑制了晶粒的生长。不同区域中 La、Co 元素分布不均的主要原因, 可能在于不同元素的溅射产额不同, 另外, 后续退火时间不足、元素扩散不充分也是形成富 La 和 Co 区的原因。随着掺入量的进一步增加, 当 x=0.2 时, 条状组织由细长变短, 含量也有所下降, 且“混沌状组织”面积增大, 这进一步说明, La、Co 的添加有助于抑制锆铁氧体晶粒的生长, 这可能是因为掺杂剂的引入有利于非均匀形核, 增加了形核率, 使晶粒变得数量多体积小。x=0.3 时, 上述趋势进一步发展, 条状组织继续变短小。上述 Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 单层薄膜表面组织随 x 的变化规律与图 1 所示

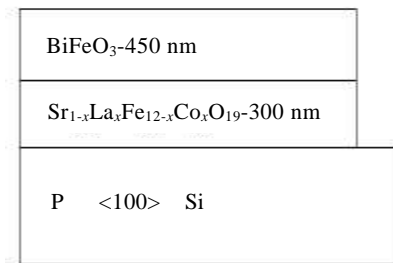


图 3 BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 复合薄膜的结构示意图

Fig.3 BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ film composite structure diagram

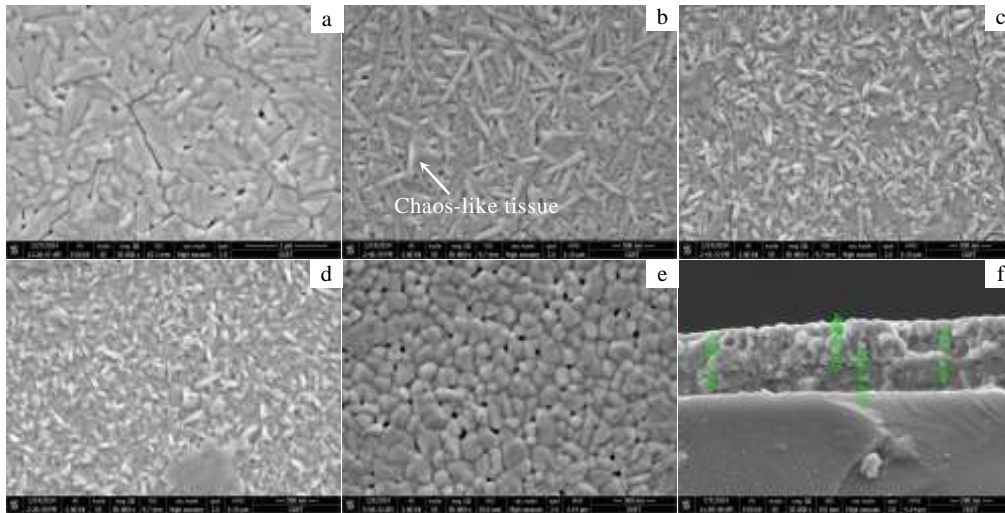


图 4 $\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$ 单层膜表面及 $x=0$ 复合薄膜表面、断面的 SEM 形貌

Fig.4 SEM morphologies of $\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$ single-layer film surface: (a) $x=0$, (b) $x=0.1$, (c) $x=0.2$, (d) $x=0.3$; $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ composite film surface (e) and the cross section (f) of composite film

的 XRD 图谱中某些衍射峰强的变化基本一致。从图 1 可见，在标准衍射峰中 2 个强峰分别在 (107) 和 (114) 处，(220) 峰为较弱峰；而当 $x=0$ 时，则反之，(220) 峰为最强峰，这说明薄膜中出现了一定程度的织构现象，即存在择优生长，这从图 4a 所示的薄膜表面具有一定取向排列的条状组织中也能够得到印证；此后，(220) 衍射峰随着 x 的增加而降低，逐渐低于 (107) 和 (114) 峰，而 (107) 和 (114) 峰则恢复为最强峰，说明，薄膜的择优取向性减弱，这个规律与图 4 所示的组织变化也基本一致。此外，从图 1 所示的仍保持较强的 (110) 峰和图 4 可见，即使 $x=0.3$ 时，薄膜中仍存在较弱的择优生长。

图 4e 和图 4f 分别给出的是 $x=0$ 时复合薄膜表面、断面的 SEM 形貌，根据 XRD 结果显示复合薄膜表面主要为 BFO 相，图中可以看出 BFO 晶粒大小均匀结晶度高，形状圆润，晶粒之间排列紧凑密实，图中的晶粒间的“空位”可能是由于退火过程中 Bi 的挥发引起的。图 4f 中可以看到薄膜的总厚度大概为 750 nm，分层明显，界面结合紧密，BFO 层组织粗大， $\text{Sr}_{1-x}\text{La}_x\text{Fe}_{12-x}\text{Co}_x\text{O}_{19}$ 层组织细小，与相应的薄膜样品的表面组织一致。

图 6 给出了 BiFeO_3 和 $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ 单层膜以及其复合薄膜的磁滞回线。据文献[13]报道，BFO 在室温时呈反铁磁性并伴随着弱的铁磁性，这一点在图 6 中也有明显体现。如图 6 所示，BFO 在磁场较低时呈弱的铁磁性，磁化强度随着磁场的增加而增加，而当磁场变大之后，其磁化强度随着磁场的增加却呈递减趋势，

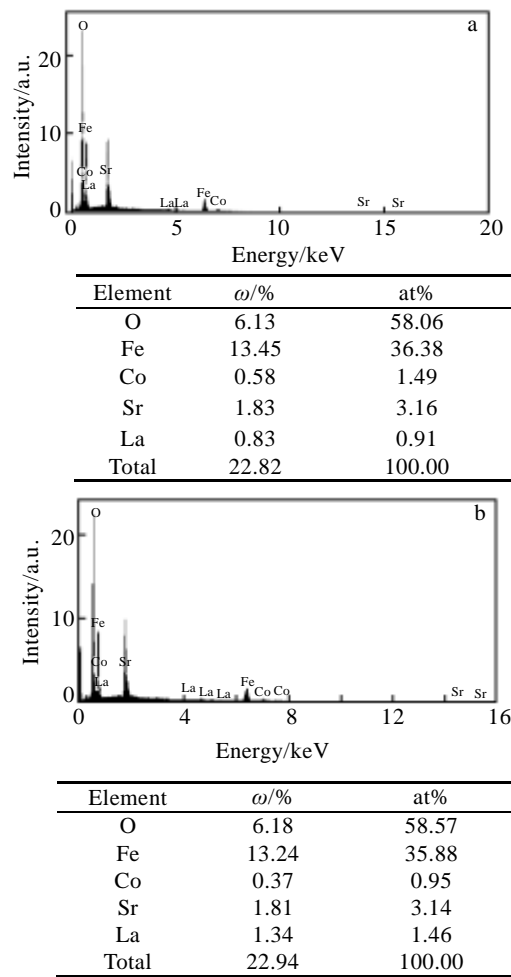


图 5 细长组织和混沌状组织能谱对比图

Fig.5 EDS analysis results comparison chart for slender organization (a) and chaotic-like tissue (b)

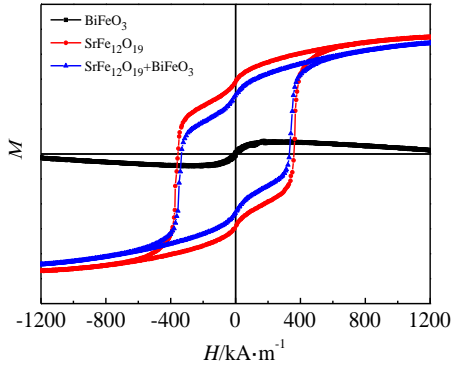


图 6 BiFeO₃/SrFeO₁₉ 薄膜磁滞回线对比图

Fig.6 Comparison chart for BiFeO₃/SrFeO₁₉ film hysteresis loop

此时的 BFO 明显呈反铁磁性。如图 6 所示, SFO 和 SFO/BFO 复合薄膜的矫顽力分别为 354 和 335 kA/m, 剩磁比为 0.62 和 0.53。复合薄膜矫顽力较单一 SFO 薄膜下降了 5.4%, 该结果与 Yukiko Yasukawa^[10]一致, 分析认为这少量的下降可能有两个原因, 一是由于 BFO 层的反铁磁性降低了复合薄膜的铁磁性, 二是可能与复合结构中的存在更多的应力有关。

图 7 和图 8 分别给出的是 Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 单层膜和 BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 复合薄膜磁滞回线对比图。其矫顽力以及剩磁比的变化趋势分别如图 9 和图 10 所示。

图 9 所示为 Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 单层膜矫顽力以及剩磁比的变化趋势图。由图 9 可见, 随着 x 的增加, 在 x=0.1 时单层膜矫顽力有所减小, 减小量为 3.0%; 从 x=0.2 时矫顽力开始增长, 增量为 3.8%, 当 x=0.3 时矫顽力增量达 39% (最大值), 为 491 kA/m, 剩磁比达 0.69, 复合膜矫顽力和剩磁比在 x=0.2 时分别达到 425 kA/m 和 0.73, x=0.3 时分别达到 171 kA/m 和 0.4 (见图 10)。矫顽力的大小与样品的磁晶各向异性场

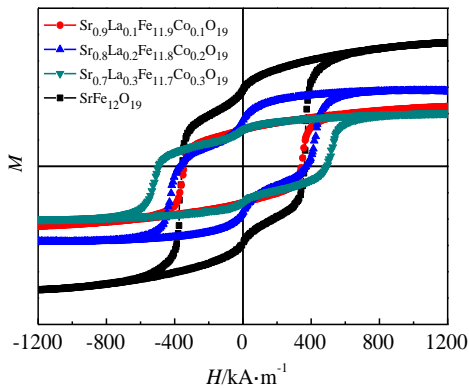


图 7 Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 单层膜磁滞回线对比图

Fig.7 Comparison chart for Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ monolayer hysteresis loop

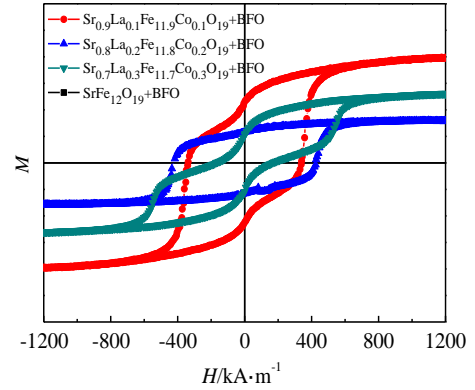


图 8 BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 复合薄膜磁滞回线对比图

Fig.8 Comparison chart for BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ composite film hysteresis loop

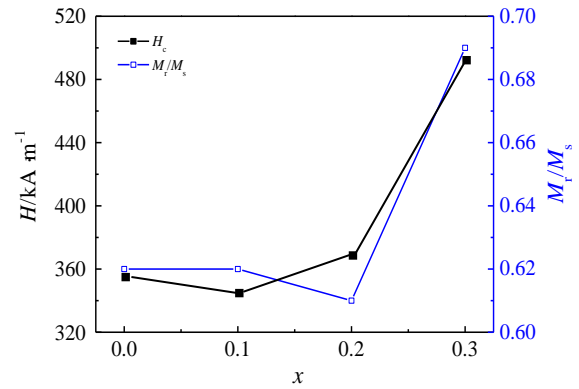


图 9 Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 单层膜矫顽力以及剩磁比的变化趋势图

Fig.9 Changes of coercivity and remanence ratio for Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ monolayer

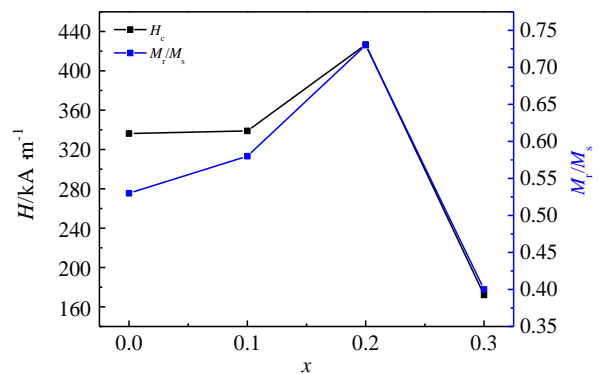


图 10 BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 复合薄膜矫顽力以及剩磁比的变化趋势图

Fig.10 Changes of coercivity and remanence ratio for BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ composite film

有关^[14], 磁晶各向异性场的增大会导致矫顽力的增加。根据Breton^[15-17]等通过研究拉曼谱和穆斯堡尔谱的分析可知, 在锶铁氧体六角磁铅石结构中, 24个Fe³⁺位于5个对M型铁氧体单轴磁晶各向异性起重要作用的不同的晶位上, 即3个八面体位(12k, 2a和4f₂), 一个四面体位(4f₁)和一个双锥位(2b)。发现La³⁺位于Sr²⁺位上, Co²⁺代替Fe³⁺位于4f₂和2a位上, 在2a上Fe³⁺价态变化为Fe²⁺, 而且Co²⁺各项异性常数约比Fe³⁺大2个数量级。这是由于在M型锶铁氧体中这些替代作用诱导晶位附近产生扰动, 导致晶体结构和磁结构发生了变化, 从而导致不同晶位上的磁晶各向异性发生变化, 进而导致矫顽力的变化。此外, 研究[18,19]表明, 晶粒尺寸的减小会导致畴结构的出现, 这也会引起矫顽力的增加。由图4所示的薄膜样品表面SEM照片可见, 随着取代量的增加, Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉晶粒尺寸明显减小, 可能导致薄膜中的畴结构由多畴变为单畴从而引起矫顽力上升。而在x=0.1时, 薄膜的矫顽力有所减小的原因在于, 低浓度掺杂时薄膜晶粒变化不明显, 由于掺入原子浓度过低, 产生的微小应力对矫顽力有一定的副作用。图9所示单层膜的剩磁比的变化趋势类似于矫顽力的变化, 在替代量少于0.2的情况下剩磁比几乎没有变化。然而在x=0.3时, 单层膜的剩磁比增大到0.69。总之, La、Co的引入对单层膜的磁性能有积极的影响, 尤其是在x=0.3时, 单层膜的磁性能明显增大。

图10为BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉复合薄膜的矫顽力以及剩磁比的变化图。由图10可见, 当x值增加到0.1时, 薄膜样品的矫顽力变化不大, 约增加0.8%; 此后随着x的增加薄膜样品的矫顽力先增大后减小, 当x=0.2时达到最大值, 增量为27%; 在x=0.3时矫顽力减小了51%, 这不同于图9所示单层膜的磁性能变化情况, 这说明薄膜复合前后的磁性能出现了显著变化, 而这种变化与BFO层密切相关, 一方面是BFO和Sr_{0.8}La_{0.2}Fe_{11.8}Co_{0.2}O₁₉层薄膜本征磁电耦合的结果, 另一方面是受到了界面耦合的影响。在x=0和x=0.1时, 两种耦合对结果的影响不大, 这是因为掺杂浓度较低时本身界面没有发生显著变化, 这一点从图4中可以看出; 在x=0.2时, BFO层和Sr_{0.8}La_{0.2}Fe_{11.8}Co_{0.2}O₁₉层可能有较高的界面匹配度, BFO膜层对于Sr_{0.8}La_{0.2}Fe_{11.8}Co_{0.2}O₁₉层造成的磁钉扎效应明显, 从而导致该样品的性能较优。而在x=0.3时, 由于掺杂过量、局部超过固溶度等原因使杂质原子分布不均, 甚至形成团聚, 这种不利的因素最终导致了材料复合后磁性能的恶化。

表2给出的是Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉单层膜和BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉复合薄膜的剩余磁化强度的具体

数值汇总表。由表2可知, 单层膜与复合膜的剩余磁化强度变化趋势均随x的增加而逐渐减小, 在x=0.3时, 达到50 A·m²/kg, 而复合膜的达到了19 A·m²/kg。与单层膜相比, 复合薄膜的M_r明显较低, 其原因主要在于BFO层对磁性的贡献远小于Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉层。由表2亦可见, 样品的磁化曲线从“高瘦”变为“矮胖”正说明, 随x的增加薄膜由软磁相向硬磁相转变。

表2 Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 单层膜和 BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 复合薄膜的剩余磁化强度

Table 2 Residual magnetization of Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ monolayer and BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ composite film, M_r (A·m²/kg)

	x=0	x=0.1	x=0.2	x=0.3
Monolayer	196	85	68	50
Composite film	58	49	25	19

3 结 论

1) 随着掺入量的增加 Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 单层膜的矫顽力先少量减小后增加, 剩磁比起初不变然后递增, 而剩余磁化强度一直减小。当 x=0.3 时, 矫顽力和剩磁比均达到最大值, 分别为 491 kA/m 和 0.69, 而剩余磁化强度达到最小值为 50 (A·m²)/kg。

2) BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ 复合薄膜磁性能的变化不同于单层膜, 其矫顽力及剩磁比先增加后减小, 剩余磁化强度一直减小。x=0.2 时矫顽力和剩磁比均达到最大值, 分别为 425 kA/m 和 0.73, 当 x=0.3 时矫顽力和剩磁比明显减弱, 分别为 171 kA/m 和 0.4, 此时剩余磁化强度为最小值 19 (A·m²)/kg。

参考文献 References

- [1] Schmid H. *Multi-ferroic Magnetolectrics*[J], 1994, 162(1): 317
- [2] Wang J, Neaton J B, Zheng H *et al. Science*[J], 2003, 299(5613): 1719
- [3] Singh S K, Menou N, Funakubo H *et al. Applied Physics Letters*[J], 2007, 90(24): 242 914
- [4] Zheng H, Wang J, Mohaddes-Ardabili L *et al. Applied Physics Letters*[J], 2004, 85(11): 2035
- [5] Elwin G, Parkin I P, Bui Q T *et al. Journal of Materials Science Letters*[J], 1997, 16(15): 1237
- [6] Fang C M, Kools F, Metselaar R *et al. Journal of Physics: Condensed Matter*[J], 2003, 15(36): 6229
- [7] Li Congju, Wang Jiaona. *Materials Letters*[J], 2010, 64(5):

- 586
- [8] Kaewrawang A, Ghasemi A, Liu X *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2009, 321(13): 1939
- [9] Tenaud P, Morel A, Kools F *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2004, 370(1): 331
- [10] Yasukawa Y, Liu X, Morisako A. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2013, 327: 95
- [11] TERNON C, They J, Baron T *et al.* *Thin Solid Films*[J], 2006, 515(2): 481
- [12] Lee Y H, Wu J M, Chueh Y L *et al.* *Applied Physics Letters*[J], 2005, 87(17): 172 901
- [13] Zhang Jinxing(张金星), Yu Pu(于 浦). *Journal of the Chinese Ceramic Society(硅酸盐学报)*[J], 2013, 41(7): 905
- [14] Nga T T V, Hien T D, Duong N P *et al.* *Journal of the Korean Physical Society*[J], 2008, 52(5): 1474
- [15] Breton J M, Teillet J, Wiesinger G *et al.* *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2002, 38(5): 2952
- [16] Lechevallier L, Le Breton J M, Wang J F *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2004, 269(2): 192
- [17] Kools F, Morel A, Grössinger R *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2002, 242: 1270
- [18] Wang J X, Yu L X, Wang H M *et al.* *Acta Physico-Chimica Sinica*[J], 2010, 26(11): 3101
- [19] Fang Z B, Yan Z J, Tan Y S *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2005, 241(3): 303

Preparation of BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ Composite Films by Magnetron Sputtering and Their Magnetic Properties

Gu Zhengfei, Li Zhenxin, Jiang Minhong, Li Lin, Du Yusong, Yu Sili, Pan Kuang, Zhao Guangqian

(Guilin University of Electronic Technology, Guilin 541004, China)

Abstract: BiFeO₃ (BFO) and Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ ($x=0\sim 0.3$) monolayer films and 2-2 BiFeO₃/Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ stacked composite films were prepared on the P-type <100> Si-based substrates by magnetron sputtering at room temperature. The microstructure, surface morphology and magnetic properties of thin film samples were investigated by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM) and a comprehensive test system (PPMS) of material properties, respectively. The results indicate that with the increase of x , the coercive force of Sr_{1-x}La_xFe_{12-x}Co_xO₁₉ monolayer increases after small decrease, residual magnetism ratio does not change at first and then increases, while the residual magnetization is always reduced. When $x = 0.3$ the coercive force and the residual magnetism ratio reach the maximum value of 491 kA/m and 0.69, respectively, and the residual magnetization reaches the minimum value of 50 (A m²)/kg. The coercive force and residual magnetism ratio of the composite film decrease after the first increase, while the residual magnetization is reduced. At $x = 0.2$ the coercive force and residual magnetism ratio reach a maximum value of 425 kA/m and 0.73, respectively. When $x = 0.3$ the coercive force and the residual magnetism ratio decrease significantly to 171 kA/m and 0.4, respectively, and the residual magnetization in this case is the minimum value of 19(A m²)/kg.

Key words: magnetron sputtering; composite film; surface topography; magnetic property

Corresponding author: Jiang Minhong, Professor, School of Materials Science and Engineering, Guilin University of Electronic Technology, Guilin 541004, P. R. China, Tel: 0086-773-2291909, E-mail: jiangmh@guet.edu.cn