

成膜时外加稳恒磁场对 Fe-Ga-Al-Y 磁致伸缩薄膜磁性能的影响

张鲁钟¹, 周白杨^{1,2}, 郑运相¹

(1. 福州大学 材料科学与工程学院, 福建 福州 350116)

(2. 福州大学至诚学院, 福建 福州 350002)

摘要: 借助自行设计的磁场发生器, 以铍青铜为衬底, 采用离子束溅射沉积法在不同稳恒磁场环境下制备 Fe-Ga-Al-Y 磁致伸缩薄膜 (MF) 样品, 其成分为 $\text{Fe}_{74.34-79.33}\text{Ga}_{11.45-13.73}\text{Al}_{5.33-6.95}\text{Y}_{3.27-4.36}$ 。采用原子力显微镜 (AFM) 与扫描电镜 (SEM) 观测 Fe-Ga-Al-Y MF 表面形貌, 通过激光微位移传感器和交变梯度磁强计分别对薄膜样品的悬臂梁自由端偏转量与磁滞回线进行测定, 研究 Fe-Ga-Al-Y MF 表面形貌以及成膜时外加稳恒磁场方向及大小对 Fe-Ga-Al-Y MF 磁性能的影响。研究表明: 通过 IBSD 法制备的薄膜样品表面光滑平整, 无明显的缺陷, 薄膜组织结构均匀致密, 具有优异的成膜质量。成膜时施加的稳恒磁场能调控薄膜的易磁化轴方向, Fe-Ga-Al-Y MF 的易磁化轴方向与成膜时所施加的稳恒磁场方向一致; 成膜时施加与衬底短轴方向平行的稳恒磁场, 可以显著提高 Fe-Ga-Al-Y MF 的饱和磁致伸缩性能, 且随着磁场的增大, 薄膜的饱和磁致伸缩性能逐渐增加。薄膜面内 (沿着 x 轴方向、y 轴方向) 的饱和磁化强度、矫顽力也随着磁场的增大而逐渐增大。

关键词: Fe-Ga-Al-Y 磁致伸缩薄膜; IBSD; 外加稳恒磁场; 磁性能

中图分类号: TB43

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)08-2411-06

磁致伸缩材料由于具有磁-弹耦合系数大、机械响应快、非接触式驱动以及良好的磁致伸缩性能等优点, 已成为在制动器领域、传感器领域、声学领域应用中首选的功能材料之一。一般可以将磁致伸缩材料分为三大类: 传统的磁致伸缩材料由于其较低的磁致伸缩系数, 阻碍了其应用; 稀土超磁致伸缩材料虽然具有很强的磁致伸缩效应, 但是由于其饱和磁化场高、居里温度低、脆性大以及价格较昂贵等缺点^[1-3], 在实际应用中也受到了一定限制; Fe-Ga 系磁致伸缩材料是本世纪初发现的一种新型的高性能磁致伸缩材料。由于其具有饱和磁化场低、居里温度高、脆性小以及价格低廉等优点, 已成为当今研究的一个热点^[4-7]。

迄今为止, 国内外已对 Fe-Ga 系磁致伸缩块体材料进行了大量研究, 并取得了很大的进展^[8-10], 但是对于 Fe-Ga 系磁致伸缩薄膜 (magnetostrictive film, MF) 的研究还比较少, 而薄膜跟块体相比具有涡流损耗小、器件微型化、应变量大、成本低、易控制等优点, 已经日益受到人们的重视。离子束溅射沉积 (IBSD) 法制备的薄膜具有膜层致密、与衬底结合力大等优异的特

点, 是国际公认的先进溅射沉积技术; 而目前尚鲜见到通过 IBSD 法制备 Fe-Ga 系 MF 的相关报道。

由于稀土元素的添加能够大大改善材料磁致伸缩性能^[11], 且添加 Al 能使材料在保持较大磁致伸缩性能的基础上提高其电阻率、抗压强度和延展性^[12], 同时降低其各向异性^[13,14], 本实验希望通过添加 Al 和稀土元素 Y, 以获得具有更好综合性能的磁致伸缩薄膜。针对 Fe-Ga 系 MF 饱和磁致伸缩性能不佳等不足之处, 且基于课题组对于稀土超磁致伸缩薄膜的研究中发现外加磁场技术对于磁致伸缩薄膜的性能具有显著影响的结果^[15,16], 本研究采用 IBSD 法在不同的稳恒磁场环境下制备了 Fe-Ga-Al-Y MF, 以研究成膜时外加稳恒磁场对 Fe-Ga-Al-Y MF 磁性能的影响。拟通过引入外加磁场镀膜技术, 在保持较佳 Fe-Ga 系 MF 低场磁敏感性的前提下, 提高薄膜的饱和磁致伸缩性能, 达到全面改善 Fe-Ga 系 MF 的综合磁致伸缩性能, 为探索新型磁致伸缩薄膜材料提供重要依据。

1 实验

收稿日期: 2017-08-15

基金项目: 福建省自然科学基金 (2014J01176)

作者简介: 张鲁钟, 男, 1992 年生, 硕士生, 福州大学材料科学与工程学院物理气相沉积实验中心, 福建 福州 350116, E-mail: zlz790789@163.com

本研究通过 IBSD 法在经过预先处理的铍青铜衬底上制备了 Fe-Ga-Al-Y MF，衬底的规格为 (25 mm×5.5 mm×0.06 mm)。样品制备所采用的靶材是经真空熔炼铸造的 Fe-Ga-Al-Y 合金靶(中国包头稀土研究院提供)，其纯度>99.99%。溅射工作气体为高纯度 Ar (99.999%)。具体溅射工艺参数如下：背底真空≤5.0×10⁻⁵ Pa，工作气压(1.5~2)×10⁻² Pa，放电电压 55~60 V，束流电压 1000~1100 V，加速电压 300~350 V，束流 15~20 mA。测定结果表明：实验所制备的薄膜的厚度约为 0.6 μm，薄膜成分为 Fe_{74.34~79.33}Ga_{11.45~13.73}Al_{5.33~6.95}Y_{3.27~4.36}。

为研究成膜时外加稳恒磁场对 Fe-Ga-Al-Y MF 磁性能的影响，采用课题组自行设计的可与离子束溅射设备匹配的稳恒磁场发生器。通过调整输入电流大小、衬底放置的方位，分别调控成膜时稳恒磁场大小和方向。

采用美国 Agilent 的 5500 型原子力显微镜(AFM)与 XL30 ESEM-TMP 型环境扫描电子显微镜观测 Fe-Ga-Al-Y MF 表面形貌。

采用悬臂梁结构测试薄膜样品自由端偏转量。测试过程中激励磁场方向与薄膜的长轴方向平行。借助 LK-G150 激光微位移传感器测量薄膜悬臂梁结构自由端的偏转量 D ，而后根据公式(1)计算出磁致伸缩系数^[17]：

$$\lambda = \frac{1}{3} \frac{E_s d_s^2 (1 + \nu_f)}{E_f d_f l^2 (1 - \nu_s)} \cdot D \quad (1)$$

式中 E_s 、 E_f 分别为衬底、薄膜的杨氏模量； d_s 、 d_f 分别为衬底、薄膜的厚度； ν_s 、 ν_f 分别为衬底、薄膜的泊松比； l 为薄膜样品的长度； D 为悬臂梁自由端的偏转量。铍青铜衬底： $E_s=131$ GPa， $\nu_s=0.3$ ；薄膜： $E_f=163.5$ GPa， $\nu_f=0.25$ ^[18]。

采用 PMC 公司(美国)的 2900/3900-0015 型交变梯度磁强计(AGM)，将薄膜样品切割成 3 mm×3 mm 的小方片，分别测试平行于样品膜面长轴(y)方向、短轴(x)方向的磁滞回线。(由于测试针对的是 Fe-Ga-Al-Y MF 材料，所用衬底材料是非磁性的铍青铜材料，故衬底材料对测试结果并无影响)。

2 结果与讨论

2.1 Fe-Ga-Al-Y MF 表面形貌分析

实验所制备薄膜样品的(三维)表面形貌图基本相似。图 1、图 2 分别为薄膜样品典型的三维表面形貌图和表面形貌图。

从图 1、图 2 可知实验中采用 IBSD 法制备的薄膜样品表面光滑平整，高低起伏较小，最大高度差仅有 15.8 nm 左右，且均无明显的缺陷，薄膜组织结构均均匀致密。表明实验通过 IBSD 法制备薄膜具有优异的成膜质量。

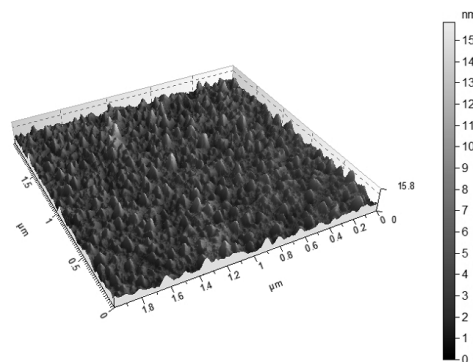


图 1 典型制备态 Fe-Ga-Al-Y MF AFM 三维表面形貌
Fig.1 AFM three-dimensional surface topography of typical conventionally prepared Fe-Ga-Al-Y MF

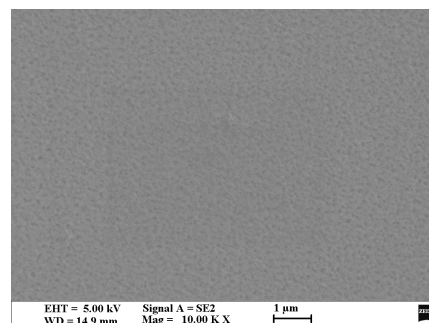


图 2 典型制备态 Fe-Ga-Al-Y MF 表面形貌
Fig.2 Surface morphology of typical conventionally prepared Fe-Ga-Al-Y MF

2.2 磁致伸缩性能

图 3 是成膜时施加不同稳恒磁场方向环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 的磁致伸缩系数-磁场强度(λ - H)曲线。图 4 为成膜时改变稳恒磁场大小环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 的 λ - H 曲线(稳恒磁场的方向与衬底短轴平行)。

从图 3 可知，成膜时施加平行于衬底短轴方向的稳恒磁场，所制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 饱和磁致伸缩系数明显大于无外加磁场作用的，由无外加磁场作用的 128×10^{-6} 增大到 192×10^{-6} ，但其低场磁敏性略有降低，当激励磁场强度约 100 kA/m 时，磁伸系数由 57×10^{-6} 降低到 49×10^{-6} ；在成膜过程中施加与衬底短轴方向垂直的稳恒磁场，薄膜的低场磁敏性较无外加磁场作用有所提高，但是其饱和磁伸系数降低了。当激励磁场强度约 100 kA/m 时，薄膜的磁伸系数由 57×10^{-6} 增加到 75×10^{-6} ，其饱和磁伸系数由无外加磁场作用的 128×10^{-6} 下降到 109×10^{-6} 。分析认为：在磁伸性能测试中，在激励磁场的作用下通过畴壁位移和磁畴的转

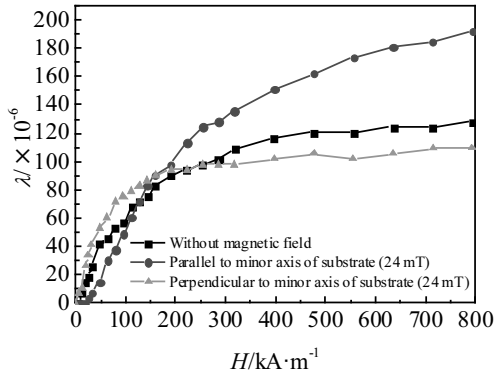


图 3 成膜时施加不同稳恒磁场方向环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 磁致伸缩系数-磁场强度(λ - H)曲线

Fig.3 Curves of magnetostrictive coefficient-magnetic field intensity (λ - H) of the Fe-Ga-Al-Y MF prepared under the environment of applying static magnetic field of different directions during the film formation

动，自发磁化矢量最终沿着激励磁场方向排布。其中对于薄膜磁伸性能贡献最大的是与激励磁场方向成 90° 的磁畴的转动。成膜时，受外加稳恒磁场的影响，磁性原子对、离子对会发生定向扩散，薄膜的易磁化轴与外加的稳恒磁场方向相同。当在成膜时施加与衬底短轴方向平行的稳恒磁场，薄膜内的磁畴大部分会趋向于短轴方向，此时薄膜中存在较多与激励磁场成 90° 的磁畴，因此在磁伸测试中表现出较大的磁伸效应；而当成膜时施加与衬底短轴方向垂直的稳恒磁场时，薄膜的易磁化轴与外加磁场方向相同。由于此时激励磁场的方向与薄膜的易磁化方向平行，薄膜很容易被磁化，因此在其静态磁伸测试中，表现出较佳的低场磁敏性，但是由于此时薄膜中存在较少与激励磁场方向成 90° 的磁畴，所以其饱和磁伸系数下降了。因此，成膜时施加平行于衬底短轴方向的稳恒磁场有利于 Fe-Ga-Al-Y MF 磁伸性能的改善。

分析图 4 可知，随着成膜时所施加稳恒磁场的增大，Fe-Ga-Al-Y MF 的饱和磁致伸缩性能得到不断改善。35 mT 稳恒磁场环境下制备的薄膜，其饱和磁致伸缩系数由 0 mT 稳恒磁场环境下制备的 128×10^{-6} 增大到 215×10^{-6} 。当激励磁场强度为 100 kA/m 时，0、13、24、35 mT 稳恒磁场环境下制备的薄膜的磁致伸缩系数分别为 57×10^{-6} 、 53×10^{-6} 、 49×10^{-6} 、 38×10^{-6} ，说明低场磁敏性略有降低。分析认为：这主要是因为 在磁场作用下溅射沉积时，磁性原子对、离子对会沿着磁场发生定向扩散，最终使得薄膜样品的易磁化轴方向跟成膜时所施加的稳恒磁场方向一致。此时，薄

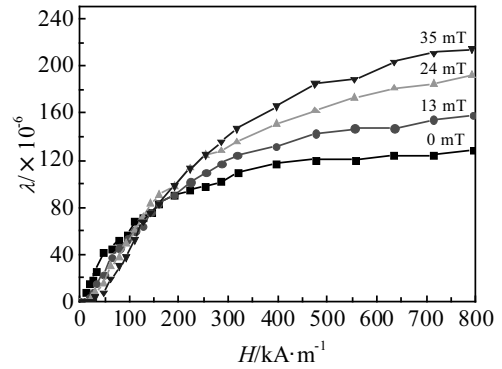


图 4 成膜时改变稳恒磁场大小环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 的 λ - H 曲线

Fig.4 Curves of (λ - H) of the Fe-Ga-Al-Y MF prepared under the environment of different strength of static magnetic field during the film formation

膜中存在一定量与激励磁场成 90° 的磁畴，且随着成膜时所施加的稳恒磁场强度的增加，薄膜中与激励磁场成 90° 的磁畴的量逐渐增多，导致薄膜的饱和磁致伸缩系数得到不断提高。薄膜面内矫顽力随着成膜时所施加稳恒磁场强度的增加也逐渐增大，软磁性能降低，故低场磁敏性略有降低(通过真空退火处理，可以改善薄膜的软磁性能，提高其低场磁敏性^[18])。

2.3 软磁特性

图 5 为成膜时施加不同稳恒磁场方向环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 的磁滞回线。图 6 为成膜时改变稳恒磁场大小环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 的磁滞回线。

从图 5 中可以看出，无外加磁场环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 沿长短轴方向的磁滞回线差异不大，面内磁各向异性较小，且薄膜的易磁化轴平行于短轴方向。而成膜时施加垂直于衬底短轴方向稳恒磁场，薄膜沿衬底长短轴方向的磁滞回线差异较大，面内磁各向异性较无磁场作用的大，且薄膜易磁化轴也发生了改变，由平行于短轴方向变成了垂直于短轴方向。成膜时施加平行于衬底短轴方向稳恒磁场，所制备的薄膜，其沿衬底长短轴方向的磁滞回线基本相似，薄膜样品的易磁化轴平行于衬底短轴方向。分析认为：在无外加磁场环境下溅射成膜时，原子磁矩、自发磁化矢量都是随机分布的。而当成膜时引入外加磁场，磁性原子受到外加磁场的作用发生定向扩散^[19]，原子磁矩和自发磁化矢量的方向与成膜时所施加磁场的方向一致。因此，在不同环境下沉积镀膜时，磁性原子对、离子对在外加磁场的作用下会沿着所施加的磁场方向排列，使得薄膜的易磁化轴方向与外加的稳恒磁场方向一样。

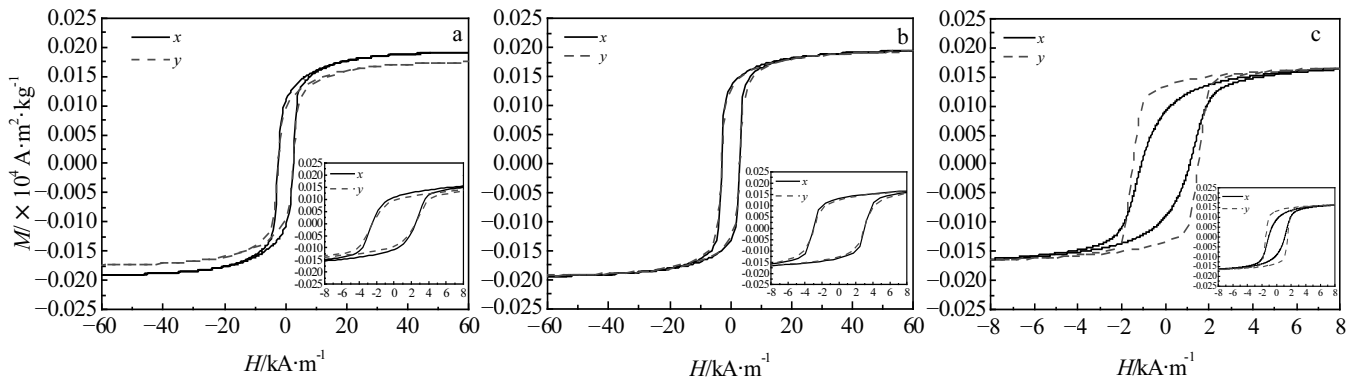


图 5 成膜时施加不同稳恒磁场方向环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 磁滞回线

Fig.5 Hysteresis loop of the Fe-Ga-Al-Y MF prepared under the environment of applying static magnetic field of different directions during the film formation: (a) without magnetic field, (b) parallel to the minor axis of substrate (24 mT), and (c) perpendicular to the minor axis of substrate (24 mT)

由图 6 可知，成膜时改变稳恒磁场大小环境下制备的薄膜，其易磁化轴均倾向于短轴方向，但是产生此现象的原因是不相同的。0 mT 稳恒磁场环境下所制备的薄膜的易磁化轴为短轴方向，分析认为主要是由于 Fe-Ga-Al-Y MF 在溅射沉积的过程中存在的应力以及薄膜与衬底之间因膨胀系数不同产生的应力相互作用导致其形成磁各向异性，致使易磁化方向倾向于短轴方向。而对于其它 3 种情况下制备的易磁化方向为

短轴方向，主要是由于成膜时外加磁场的作用，使得磁性原子对、离子对在溅射沉积时沿着外加磁场的方向定向扩散沉积，诱使薄膜的易磁化轴方向与外加磁场的方向平行。

表 1 为成膜时施加不同稳恒磁场方向环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 的磁性能参数。表 2 为成膜时改变稳恒磁场大小环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 的磁性能参数。

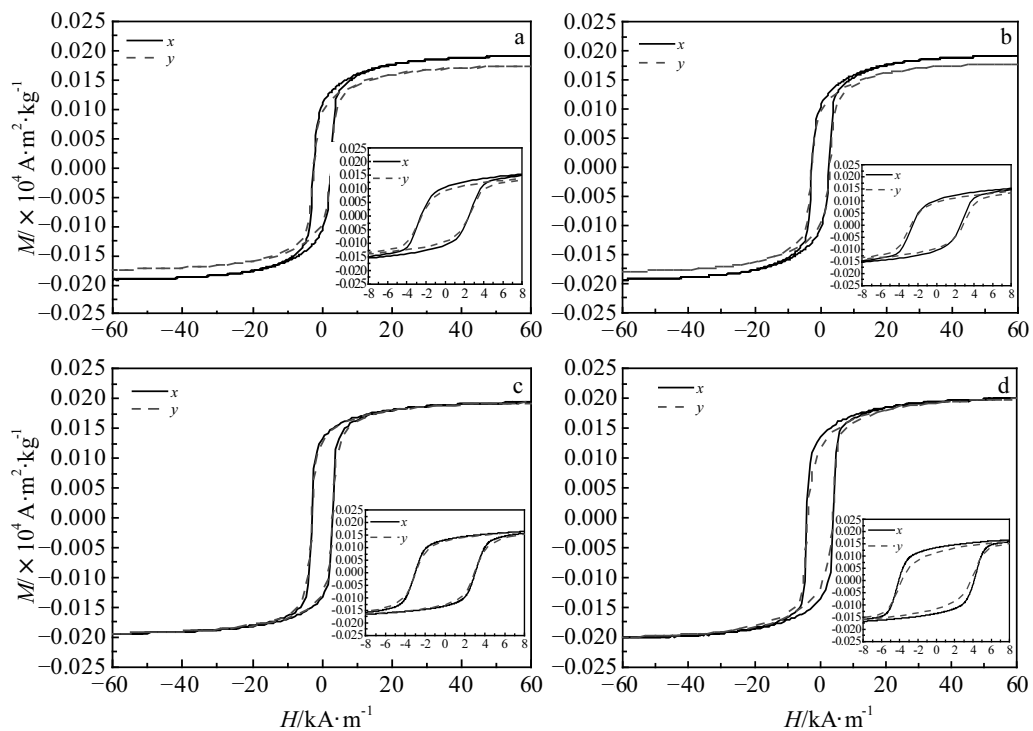


图 6 成膜时改变稳恒磁场大小环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 的磁滞回线

Fig.6 Hysteresis loop of the Fe-Ga-Al-Y MF prepared under the environment of different strength of static magnetic field during the film formation: (a) 0 mT, (b) 13 mT, (c) 24 mT, and (d) 35 mT

表 1 成膜时施加不同稳恒磁场方向环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 的磁性能参数

Magnetic field	Direction	$M_s/\times 10^4 \text{ A}\cdot\text{m}^2\cdot\text{kg}^{-1}$	$M_r/\times 10^4 \text{ A}\cdot\text{m}^2\cdot\text{kg}^{-1}$	$H_c/\text{kA}\cdot\text{m}^{-1}$	M_r/M_s
No magnetic field	x	0.019223	0.010711	2.495524	0.557197
	y	0.017738	0.009395	2.462824	0.529653
Perpendicular to the short axis	x	0.017833	0.009084	1.124938	0.0509393
	y	0.017526	0.013417	1.497586	0.765548
Parallel to the short axis	x	0.019782	0.013207	3.007424	0.667627
	y	0.019734	0.012635	2.935842	0.640266

表 2 成膜时改变稳恒磁场大小环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF 的磁性能参数

Magnetic field/mT	Direction	$M_s/\times 10^4 \text{ A}\cdot\text{m}^2\cdot\text{kg}^{-1}$	$M_r/\times 10^4 \text{ A}\cdot\text{m}^2\cdot\text{kg}^{-1}$	$H_c/\text{kA}\cdot\text{m}^{-1}$	M_r/M_s
0	x	0.019223	0.010711	2.495524	0.557197
	y	0.017738	0.009395	2.462824	0.529653
13	x	0.019488	0.010458	2.579765	0.536638
	y	0.018311	0.009526	2.773163	0.520234
24	x	0.019782	0.013207	3.007424	0.667627
	y	0.019734	0.012635	2.935842	0.640266
35	x	0.020526	0.011578	3.803096	0.564065
	y	0.020637	0.013525	4.161606	0.655376

从表 1 中可知, 在成膜时施加平行于衬底短轴方向稳恒磁场, 所制备 Fe-Ga-Al-Y MF 的饱和磁化强度 M_s 比无外加磁场作用的大, 且其矫顽力较无外加磁场作用的大。而在成膜时施加平行于衬底长轴方向稳恒磁场, 所制备的薄膜饱和磁化强度 M_s 较无外加磁场作用的小, 且它的矫顽力也较无外加磁场作用的小。分析认为: 可能是由于在成膜时施加稳恒磁场的作用, 使得在成膜时施加不同稳恒磁场方向环境下制备的薄膜膜面的长短轴有着不同的退磁因子, 致使产生不同的退磁场造成的。

从表 2 中可以看出, 成膜时所施加的稳恒磁场对薄膜的饱和磁化强度 M_s 、剩磁强度 M_r 、矫顽力 H_c 都产生了一定的影响。在稳恒磁场环境下制备的 Fe-Ga-Al-Y MF, 其饱和磁化强度、矫顽力都比 0 mT 稳恒磁场环境下制备的大。且随着所施加稳恒磁场的增大, 薄膜面内(沿 x 轴方向、y 轴方向)的饱和磁化强度和矫顽力也都逐渐增大。

3 结 论

1) 采用 IBSD 法制备的薄膜样品成分为 $\text{Fe}_{74.34-79.33}\text{Ga}_{11.45-13.73}\text{Al}_{5.33-6.95}\text{Y}_{3.27-4.36}$, 其表面光滑平整, 高低起伏较小, 无明显的缺陷, 薄膜组织结构均匀致密。表明实验通过 IBSD 法制备薄膜具有优异成膜质量。

2) 成膜时施加平行于衬底短轴方向的稳恒磁场有利于 Fe-Ga-Al-Y MF 磁致伸缩性能的改善, 虽然低

场磁敏性略有降低, 但是其饱和磁致伸缩性能得到明显提高, 且随着磁场强度的增加, 饱和磁致伸缩性能得到不断改善。

3) 成膜时施加的稳恒磁场能调控 Fe-Ga-Al-Y MF 的易磁化轴方向, 薄膜的易磁化轴与成膜时所施加稳恒磁场的方向一样; 当成膜时施加平行于衬底短轴方向的稳恒磁场时, 薄膜面内(沿着 x 轴、y 轴方向)的饱和磁化强度 M_s 和矫顽力 H_c 随着稳恒磁场强度的增加均逐渐增大。

参考文献 References

- [1] Lim S H, Kim H J, Na S M *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2002, 239(1-3): 546
- [2] Zhou B Y, Lei D H, Chen S H *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2011, 323(17): 2243
- [3] Dong X F, Qi M, Guan X C *et al.* *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2011, 323(3-4): 351
- [4] Clark A E, Restorff J B, Wun-Fogle M *et al.* *J Appl Phys*[J], 2007, 101(9): 09C507
- [5] Wang B W, Huang W M, Cao S Y *et al.* *Rare Metals*[J], 2010, 29(6): 583
- [6] Hu Quanxia(胡权霞), Yu Dunbo(于敦波), Yang Hongchuan(杨红川) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2013, 37(1): 164
- [7] Jiang Liping(江丽萍), Guo Lili(郭利利), Hao Hongbo(郝宏波) *et al.* *Metallic Functional Materials(金属功能材料)*[J], 2014,

- 21(5): 32
- [8] Matsushita M, Matsushima Y, Ono F. *Physica B*[J], 2010, 405(4): 1154
- [9] Clark A E, Restorff J B, Wun-Fogle M *et al. IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2000, 36(5): 3238
- [10] Gong Pei(龚沛), Jiang Liping(江丽萍), Zhao Zengqi(赵增祺) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(10): 2139
- [11] Liu Quanzhou(刘全洲). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Fuzhou: Fuzhou University, 2015
- [12] Prajapati K, Jenner AG, Greenough R D. *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 1993, 29(6): 3514
- [13] Dhilsha K R, Rama Rao K V S. *J Appl Phys*[J], 1993, 73(3): 1380
- [14] Prajapati K, Jenner A G, Greenough R D. *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 1995, 31(6): 3976
- [15] Weng Zhangzhao(翁章钊). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Fuzhou: Fuzhou University, 2013
- [16] Liu Quanzhou(刘全洲), Zhou Baiyang(周白杨), Weng Zhangzhao(翁章钊) *et al. Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 2014, 45(24): 24 105
- [17] Kloholm E. *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 1976, 12(6): 819
- [18] Zheng Yunxiang(郑运相). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Fuzhou: Fuzhou University, 2015
- [19] Mao Hongying(毛红英). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Fuzhou: Fuzhou University, 2006

Effect of Static Magnetic Field Applied During Deposition on Magnetic Properties of Fe-Ga-Al-Y Magnetostrictive Film

Zhang Luzhong¹, Zhou Baiyang^{1,2}, Zheng Yunxiang¹

(1. College of Materials Science and Engineering, Fuzhou University, Fuzhou 350116, China)

(2. Fuzhou University Zhicheng College, Fuzhou 350002, China)

Abstract: With the help of self-designed magnetic field generator, beryllium bronze as the substrate, Fe-Ga-Al-Y magnetostrictive film (MF) samples were prepared under different static magnetic field environments by ion beam sputter deposition (IBSD), whose composition is $\text{Fe}_{74.34-79.33}\text{Ga}_{11.45-13.73}\text{Al}_{5.33-6.95}\text{Y}_{3.27-4.36}$. The surface morphology of Fe-Ga-Al-Y MF was observed by atomic force microscopy (AFM) and scanning electron microscopy (SEM). The deflection of cantilever and hysteresis loop of films was measured by laser micro-displacement sensor and alternating gradient magnetometer, respectively. The surface morphology of Fe-Ga-Al-Y MF and the effect of the direction and size of the static magnetic field applied during deposition on magnetic properties of the films were studied. The results show that the thin film samples prepared by IBSD method have smooth surface, no obvious defects, and the structure of the thin film is uniform and compact. The easy magnetization axis direction of films can be regulated by static magnetic field applied during film formation. The easy magnetization axis direction of Fe-Ga-Al-Y MF is the same as the direction of the static magnetic field applied during film formation. When the direction of static magnetic field applied during film formation is parallel to the minor axis direction of the substrate, it can significantly improve the saturation magnetostrictive properties of the Fe-Ga-Al-Y MF. With the increase of magnetic field, the saturation magnetostriction coefficient of film has been continuously improved; the saturation magnetization and coercive force of the films within the film plane (along the x -axis direction, y -axis direction) gradually increase.

Key words: Fe-Ga-Al-Y magnetostrictive film; IBSD; applied static magnetic field; magnetic properties

Corresponding author: Zhou Baiyang, Professor, Fuzhou University, Fuzhou 350116, P. R. China, E-mail: zby@fzu.edu.cn