

强磁场下 Sm-Fe 薄膜不同晶态组织演化及磁性能调控

李国建 常玲 刘诗莹 李萌萌 崔伟斌 王强

Evolutions of different crystalline textures in Sm-Fe film fabricated under high magnetic field and subsequent tuning magnetic properties

Li Guo-Jian Chang Ling Liu Shi-Ying Li Meng-Meng Cui Wei-Bin Wang Qiang

引用信息 Citation: [Acta Physica Sinica](#), 67, 097501 (2018) DOI: 10.7498/aps.67.20180212

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.67.20180212>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2018/V67/I9>

---

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

[基于衬底图形化与链取向技术实现平面光波导](#)

Design of planar waveguide based on patterning substrate and oriented polymer film  
物理学报.2016, 65(5): 056101 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.056101>

[耦合电磁场对石墨烯量子磁振荡的影响](#)

The coupled electromagnetic field effects on quantum magnetic oscillations of graphene  
物理学报.2016, 65(2): 027502 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.65.027502>

[Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> 纳米颗粒/聚二甲基硅氧烷复合材料磁电容效应的研究](#)

Effect of magnetic capacitance in the Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> nanopartides and polydimethylsiloxane composite material  
物理学报.2014, 63(5): 057501 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.057501>

[基于交换作用的纳磁逻辑电路片上时钟结构研究](#)

On-chip clocking for exchange-interaction-based nanomagnetic logic circuits  
物理学报.2014, 63(22): 227503 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.63.227503>

[CoFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 和 MnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 纳米复合介质的制备及其磁性研究](#)

Synthesis and magnetic properties of CoFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> and MnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> nano composites  
物理学报.2012, 61(20): 207502 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.61.207502>

# 强磁场下Sm-Fe薄膜不同晶态组织演化及磁性能调控\*

李国建<sup>1)</sup> 常玲<sup>1)2)</sup> 刘诗莹<sup>1)3)</sup> 李萌萌<sup>1)3)</sup> 崔伟斌<sup>1)</sup> 王强<sup>1)†</sup>

1)(东北大学, 材料电磁过程研究教育部重点实验室, 沈阳 110819)

2)(东北大学冶金学院, 沈阳 110819)

3)(东北大学材料科学与工程学院, 沈阳 110819)

(2018年1月28日收到; 2018年2月12日收到修改稿)

针对Sm-Fe薄膜的不同晶态组织演化和磁性能调控问题, 采用分子束气相沉积方法制备Sm-Fe薄膜时, 通过改变Sm含量、膜厚和强磁场来调节薄膜的晶态和磁性能. 结果表明, Sm含量可以调节Sm-Fe薄膜的晶态组织演化, 而晶态组织的演化和强磁场对磁性能有显著影响. Sm-Fe薄膜在Sm原子比为5.8%时是体心立方晶态组织, 在Sm含量为33.0%时为非晶态组织, 而膜厚和强磁场不会影响薄膜的晶态组织. 非晶态薄膜的表面粗糙度和表面颗粒尺寸都比晶态薄膜的小, 施加6 T强磁场会使表面颗粒尺寸增大, 而表面粗糙度降低. 非晶态薄膜的饱和磁化强度 $M_s$ 比晶态薄膜的 $M_s$  (1466 emu/cm<sup>3</sup>, 1 emu/cm<sup>3</sup> =  $4\pi \times 10^{-10}$  T) 低约47.6%, 施加6 T强磁场使非晶态和晶态薄膜的 $M_s$ 均降低约50%. Sm-Fe薄膜的矫顽力 $H_c$ 在6—130 Oe (1 Oe =  $10^3/(4\pi)$  A/m) 之间, 其中, 非晶态薄膜的 $H_c$ 比晶态薄膜的 $H_c$ 大. 施加6 T强磁场使晶态薄膜的 $H_c$ 增大, 而使非晶态薄膜的 $H_c$ 减小, 最高可以减少95%. 结果表明含量和强磁场可以用于调控Sm-Fe薄膜的晶态和磁性能.

**关键词:** 磁性薄膜, 强磁场, Sm-Fe, 晶态

**PACS:** 75.75.-c, 61.30.Gd, 75.50.Bb, 61.66.-f

**DOI:** 10.7498/aps.67.20180212

## 1 引言

磁性纳米薄膜是指厚度为纳米量级的薄膜, 对于电子器件的微型化和集成化具有重要意义, 由于尺寸效应的影响, 其在磁记录、磁传感和磁屏蔽等领域具有广泛的应用前景<sup>[1]</sup>. 钐(Sm)原子的核外电子排布为 $6s^2 4f^6$ , 虽然Sm原子本身对合金磁性的贡献很小<sup>[2]</sup>, 但是会产生较大的 $c$ 轴各向异性, 能够在Sm-Fe薄膜中展现出较好的磁性能<sup>[3]</sup>. 在形成 $Sm_5Fe_{17}$ 相后, 可以产生41.9 kOe (1 Oe =  $10^3/(4\pi)$  A/m) 的高矫顽力<sup>[4]</sup>, 而且可以通过改变Sm含量控制Sm-Fe薄膜的晶态和非晶态

组织<sup>[5,6]</sup>, 在非晶态组织中产生明显的高场热磁效应<sup>[7]</sup>. SmFe薄膜在室温时还具有负的巨磁致伸缩效应 $(-1560 \times 10^{-6})$ <sup>[8]</sup>, 并且材料成本低, 因此, 在微机电系统、致动器、传感和表面声波过滤等方面有广泛应用<sup>[9]</sup>. 但是, 目前要在一个大的膜厚范围内实现晶态和非晶态Sm-Fe薄膜磁性能的控制仍较为困难.

目前的研究主要是在不同Sm含量时, 获得非晶态组织的Sm-Fe薄膜<sup>[10]</sup>. 文献<sup>[11]</sup>研究了Sm含量对Sm-Fe薄膜磁性能的影响, 结果表明随着Sm含量的增加, 其饱和磁化强度 $M_s$ 降低, 矫顽力 $H_c$ 升高. 当Sm-Fe薄膜中Sm含量从24%升高至34%时(含量均为原子比), 在磁场强度为1200 kA/m时

\* 国家杰出青年科学基金(批准号: 51425401)和中央高等学校基本科研业务费(批准号: N160905001, N160907001)资助的课题.

† 通信作者. E-mail: wangq@mail.neu.edu.cn

的磁致伸缩量可达到  $1000 \times 10^{-6}$  [12], 甚至在非晶态 Sm-Fe 薄膜中出现了正霍尔效应 [13]. 通过掺杂也可以控制 Sm-Fe 薄膜的磁性能 [14], 但是会产生 Cu 和  $\text{SmCu}_5$  等杂质相, 降低薄膜的磁性能. 另外, 也可以通过热处理来优化 Sm-Fe 非晶薄膜的磁性能 [15], 但非晶态薄膜热处理后会析出晶体, 改变薄膜的非晶组织. 因此, 目前还缺乏一种有效的既能控制 Sm-Fe 薄膜的晶态和非晶态组织, 又能调节薄膜的磁性能的手段.

强磁场由于能无接触地将各种磁化效应作用于材料的生长过程 [16,17], 为解决上述问题提供了可能. 而且, 目前的研究结果表明, 几百奥斯特的磁场可以改变非晶态 Sm-Fe 薄膜的结构和磁性能 [18]. 磁场会使非晶态 Sm-Fe 薄膜的磁畴结构由条纹状变成迷宫状, 在磁场条件下溅射的非晶态 Sm-Fe 薄膜中产生各向异性 [19]. 这些研究表明, 磁场会对 Sm-Fe 薄膜的结构和磁性能产生影响, 因此, 有必要研究将强磁场用于控制不同膜厚的晶态和非晶态组织 Sm-Fe 薄膜的磁性能.

首先, 本文在强磁场下, 采用分子束气相沉积方法制备不同厚度的 Sm-Fe 薄膜, 并通过改变 Sm 含量调节薄膜的晶态和非晶态组织. 然后, 研究 Sm 含量、膜厚和强磁场对薄膜的晶态和非晶态组织以及磁性能的影响. 最后, 确定控制 Sm-Fe 薄膜晶态和磁性能的方法.

## 2 实验

本文在强磁场下, 采用分子束气相沉积方法制备不同膜厚和 Sm 含量的 Sm-Fe 薄膜. 基片放置在磁感应强度最大位置处, 磁场方向竖直向上并垂直于基片, 磁场强度分别为 0 和 6 T. 基片为 Si(100) 薄片, 温度为室温, 依次使用丙酮和乙醇超声清洗 15 min 后, 用高压氩气吹干备用. Sm 和 Fe 源材料的纯度均为 99.99%, 颗粒直径约为 3  $\mu\text{m}$ . 本底气压为  $9.0 \times 10^{-5}$  Pa, 制备时的工作气压为  $3.0 \times 10^{-4}$  Pa. Fe 束源温度为 1400  $^\circ\text{C}$ , 蒸发速率约为 2 nm/min. Sm 束源蒸发温度分别为 615 和 719  $^\circ\text{C}$ , 对应的蒸发速率分别为 0.5 和 3 nm/min, 通过蒸发速率调节薄膜的 Sm 含量. Sm-Fe 薄膜是由 Sm 和 Fe 共沉积得到. 当 Sm 源蒸发温度为 615  $^\circ\text{C}$  和 719  $^\circ\text{C}$  时, 分别与 Fe 共蒸发 8, 20, 80 min 和 4, 10, 40 min 来获得 3 种不同膜厚的 Sm-Fe 薄

膜. 用能谱仪 (Inca, Oxford Instruments, UK) 确定了在两种 Sm 源蒸发温度下, 薄膜中 Sm 的原子百分含量分别为 5.8% 和 33.0%. 两种成分的样品分别命名为  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  和  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ . 用台阶仪 (Dektak150, Veeco, USA) 测量了薄膜的厚度, 在 3 种蒸发时间下分别为 20, 50 和 200 nm. 强磁场对薄膜中 Sm 的含量没有影响.

用 X 射线衍射仪 (XRD; DMAX 2400, Rigaku, Japan) 检测了薄膜的相组成, X 射线源为 Cu  $\text{K}\alpha_1$ , 采用  $2\theta$  模式扫描, 掠入射角度为  $1^\circ$ , 铜靶波长为  $\lambda = 0.154056$ , 扫描速度为  $1^\circ/\text{min}$ . 用振动样品磁强计 (EZ-9, MicroSense, USA) 检测了薄膜的磁性能. 用原子力显微镜 (AFM; Nanosurf Flex-Axiom, Switzerland) 检测了样品的表面形貌.

## 3 结果与讨论

图 1 给出了不同磁场条件下不同膜厚和 Sm 含量时, Sm-Fe 薄膜的 XRD 谱. 从图 1(a) 可以看出, 不同磁场和膜厚的  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  薄膜都在  $44.60^\circ$  和  $65.04^\circ$  出现了衍射峰, 峰的强度随磁场和膜厚没有明显的变化. 这两个峰与 XRD 标准图谱中体心立方 (bcc) 相的 Fe(110) 和 (200) 指数面一致. 这说明  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  薄膜形成了 bcc 相的多晶结构, 并且相组成和择优取向未受磁场和膜厚的影响. 而  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  薄膜的 XRD 谱如图 1(b) 所示, 衍射峰与  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  薄膜的明显不同, 只在  $47.9^\circ$  出现了一个非晶的馒头峰, 这说明所有的  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  薄膜都是非晶态薄膜. 而且, 峰的强度和位置随着磁场和膜厚没有明显的变化. 另外, 这个角度的衍射峰可能包括基体 Si(100) 的衍射峰. 这些结果表明, 强磁场和膜厚不影响 Sm-Fe 薄膜的晶态和非晶组织, 通过改变 Sm 含量可以在一个较大的膜厚范围内获得晶态和非晶态的 Sm-Fe 薄膜.

图 2 给出了 0 和 6 T 磁场下不同膜厚  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  和  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  薄膜的 AFM 像. 从图 2 可以看出, 强磁场、膜厚和 Sm 含量对薄膜的表面形貌有显著影响. 膜厚对晶态和非晶态薄膜的表面形貌影响也不同, 对于晶态的  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  薄膜, 20 nm 的岛状生长会变成 50 nm 和 200 nm 时的层状生长, 最直接的表现就是表面大颗粒消失, 薄膜表面形貌变得均匀致密. 而对于非晶态的  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  薄膜, 随着膜厚的增加, 表面形貌会从无序变成颗粒再变



成无序. 随着 Sm 含量的变化, 表面形貌会从晶态的颗粒变成非晶态时的无序. 强磁场对不同晶态的

$\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  和  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  薄膜表面形貌影响也不相同, 而且随着膜厚改变, 强磁场的影

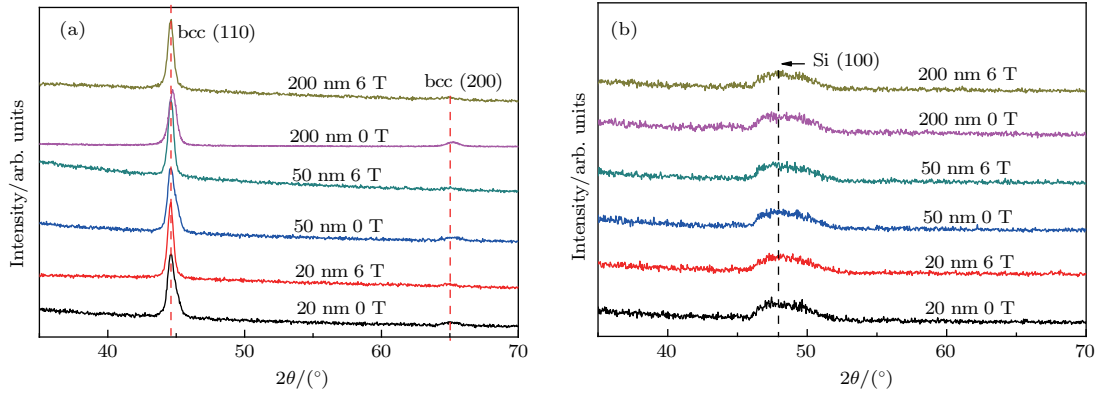


图1 0 和 6 T 磁场下不同膜厚 (a)  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  和 (b)  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  薄膜的 XRD 谱

Fig. 1. XRD spectra of (a)  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  and (b)  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  films with different film thicknesses under 0 and 6 T magnetic fields.

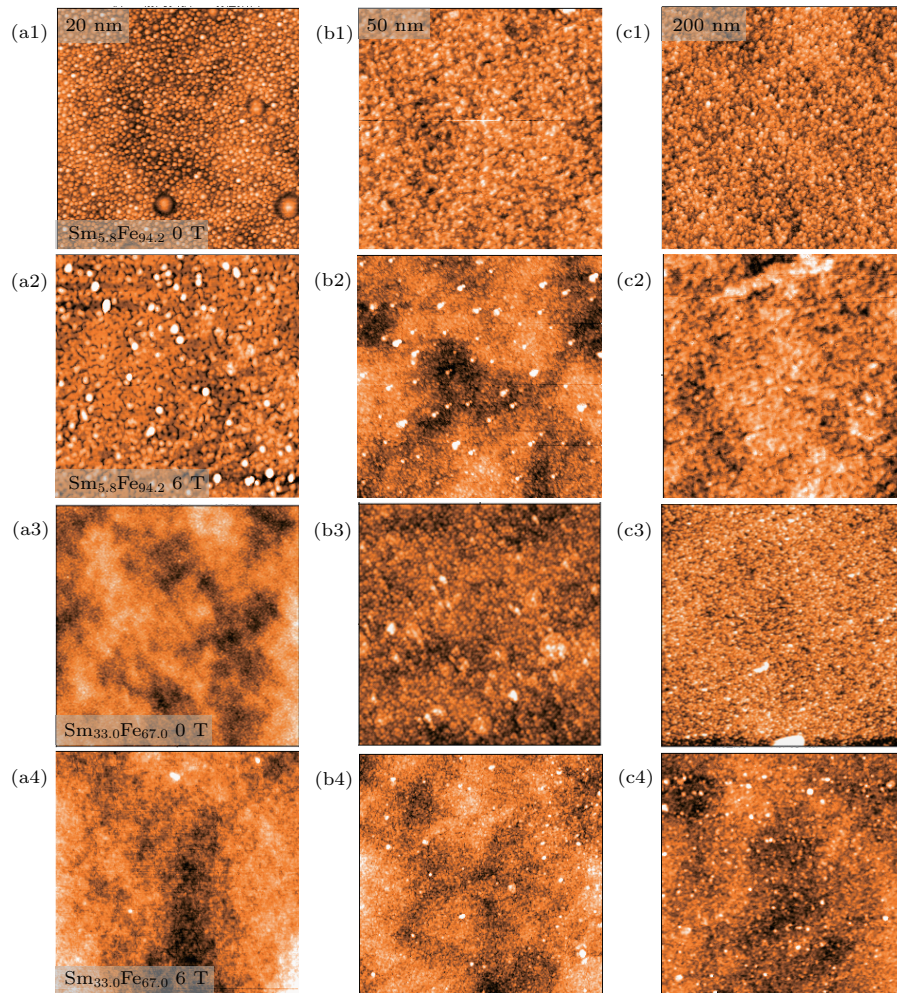


图2 0 和 6 T 磁场下, 膜厚为 (a) 20, (b) 50, (c) 200 nm 的  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  和  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  薄膜的  $5 \mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$  AFM 像 (a1)–(c1) 0 T,  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ ; (a2)–(c2) 6 T,  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ ; (a3)–(c3) 0 T,  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ ; (a4)–(c4) 6 T,  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ .  
 Fig. 2.  $5 \mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$  AFM images of  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  and  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  films with the thicknesses of (a) 20, (b) 50, (c) 200 nm under 0 and 6 T magnetic fields: (a1)–(c1) 0 T,  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ ; (a2)–(c2) 6 T,  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ ; (a3)–(c3) 0 T,  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ ; (a4)–(c4) 6 T,  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ .

利用AFM像统计了晶态 $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ 和非晶态 $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ 薄膜的表面颗粒尺寸和表面线粗糙度,结果如图3所示.采用本文方法所制备的Sm-Fe薄膜表面非常平整,线粗糙度 $R_q$ 都在0.4—2.3 nm.施加强磁场能够降低薄膜的表面粗糙度,而在相同条件下,非晶薄膜的表面粗糙度要低于晶态薄膜的粗糙度.随着膜厚的增加,薄膜的线粗糙度增加,这与其他研究结果一致[20,21].20 nm厚薄膜在施加6 T磁场后的粗糙度比无磁场时的低,这是因为在生长初期,薄膜的形貌主要受形核生长控制,而强磁场的磁化能和磁化力使颗粒获得额外的能量,有利于颗粒形核生长成粗糙度低的薄膜[17].非晶态 $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ 薄膜的表面颗粒尺寸小于晶态 $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ 薄膜的表面颗粒尺寸.而施加强磁场后,薄膜的颗粒尺寸增加.对于20 nm的 $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ 薄膜磁场的反作用效果,可能的原因是与膜厚相关的生长阶段在强磁场下发生变化,也就是说在强磁场就发生了从受形核生长控制的阶段过渡到受表面扩散控制的阶段.

图4给出了当测量磁场在膜面内与易磁化轴成不同角度时,不同条件下晶态 $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ 薄膜

室温的磁化强度-磁场强度( $M-H$ )曲线.图5给出了非晶态 $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ 薄膜室温的 $M-H$ 曲线.具体的 $M_s$ 和 $H_c$ 的结果如图6所示.可以看出,晶态 $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ 薄膜的3个角度的 $M-H$ 曲线基本不重合,说明晶态薄膜都具有面内磁各向异性,而施加磁场后面内各向异性明显增强.这是由于不同晶粒内的Sm含量不同,易磁化的方向也不相同,而施加磁场后产生的磁场诱导各向异性与易磁化方向也会不同[22],从而使薄膜具有较大的磁各向异性.而对于非晶态 $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ 薄膜,3个角度的 $M-H$ 基本重合,说明薄膜具有面内各向同性,这与磁场会在无序的Sm-Fe薄膜中诱导出各向异性的结果不同[18],这说明本文制备的 $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ 薄膜中不存在纳米团簇等纳米晶组织.另外,还可以看出,晶态 $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ 薄膜具有较大的矩形比,而非晶态 $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ 薄膜的矩形比较小.同时,非晶态 $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ 薄膜的饱和磁场明显大于晶态 $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ 薄膜的饱和磁场,这是由于非晶态薄膜的磁性较小,需要较大的磁场才能将薄膜磁化到饱和.这也说明薄膜的 $M_s$ 和 $H_c$ 与薄膜的组织形态、薄膜厚度和生长时施加的磁场有关.

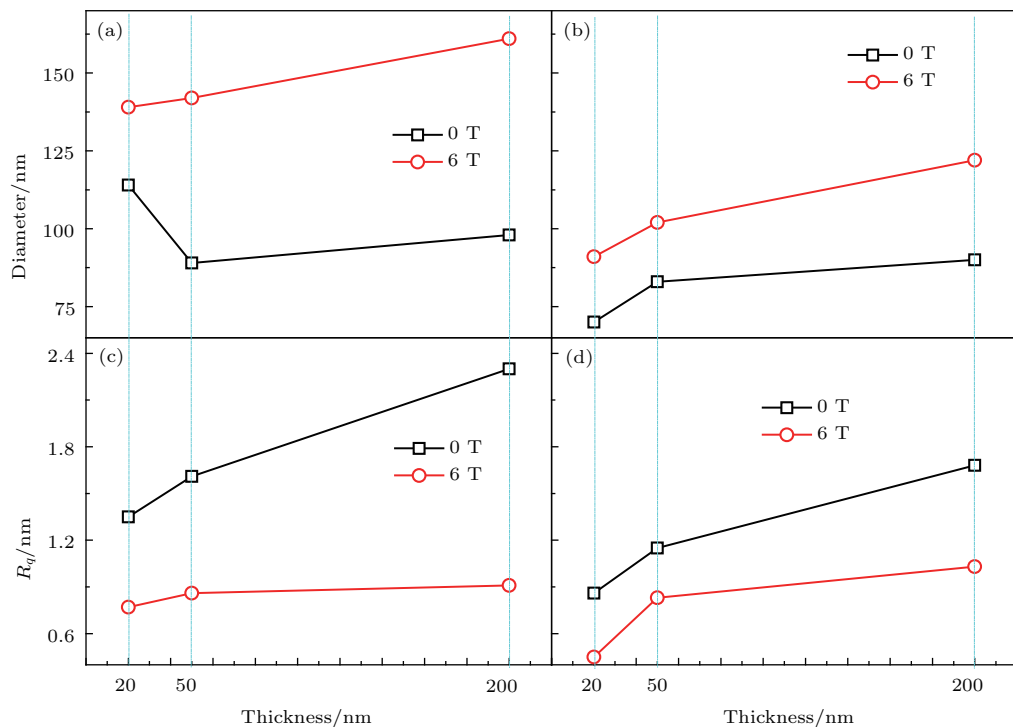


图3 (a) 晶态 $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ 薄膜表面颗粒尺寸; (b) 非晶态 $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ 薄膜表面颗粒尺寸; (c) 晶态 $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ 薄膜表面线粗糙度; (d) 非晶态 $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ 薄膜表面线粗糙度

Fig. 3. (a) Surface particle size of crystalline  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  film; (b) surface particle size of amorphous  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  film; (c) surface line roughness of crystalline  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  film; (d) surface line roughness of amorphous  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  film.

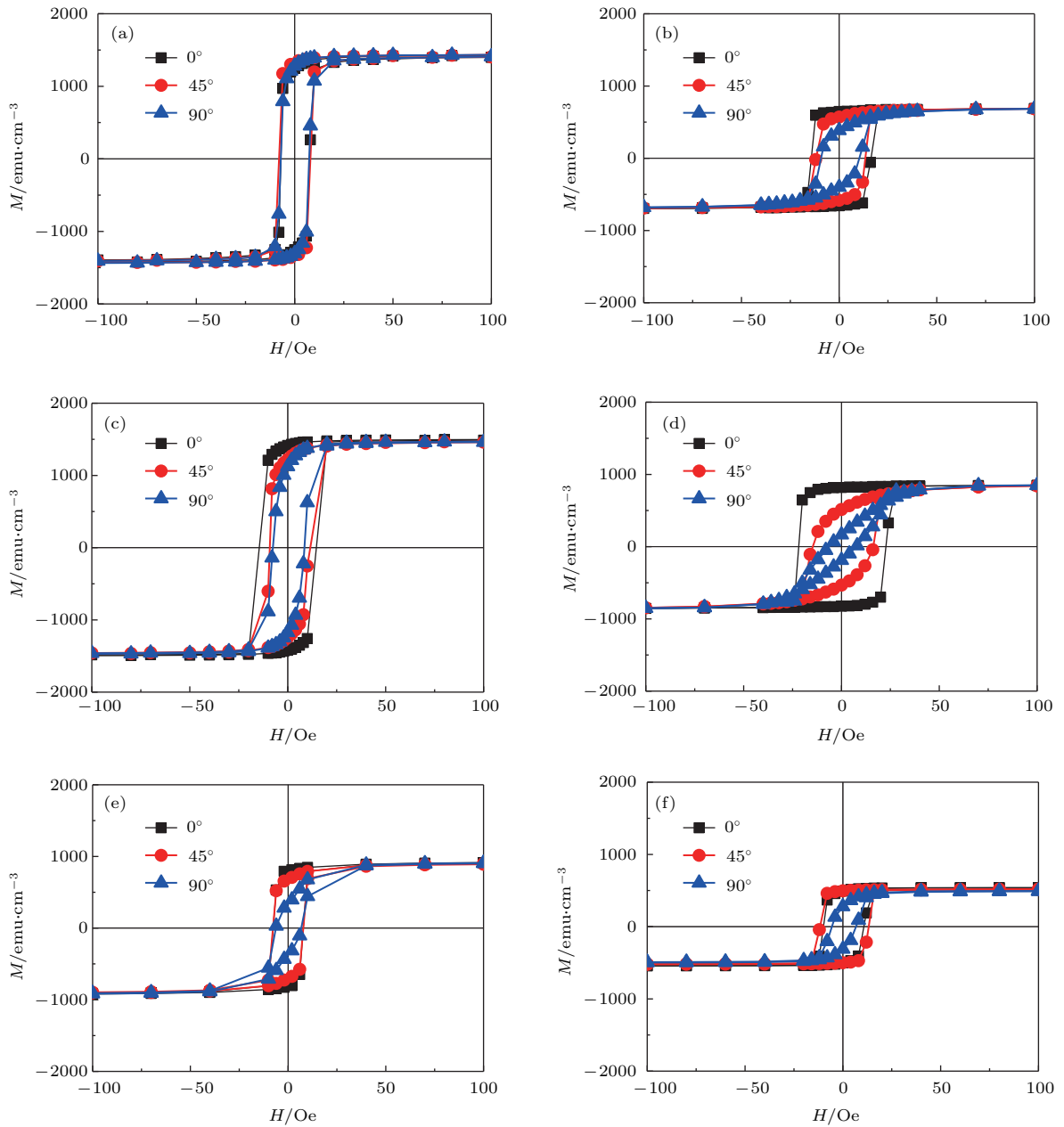


图4 测量磁场在膜面内与易磁化轴成不同角度时,不同条件下晶态 $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ 薄膜室温 $M-H$ 曲线 (a) 20 nm, 0 T; (b) 20 nm, 6 T; (c) 50 nm, 0 T; (d) 50 nm, 6 T; (e) 200 nm, 0 T; (f) 200 nm, 6 T

Fig. 4. Room temperature  $M-H$  curves of crystalline  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  film under different conditions at different angles between measured magnetic field and easy magnetization axis in the plane of the films: (a) 20 nm, 0 T; (b) 20 nm, 6 T; (c) 50 nm, 0 T; (d) 50 nm, 6 T; (e) 200 nm, 0 T; (f) 200 nm, 6 T.

薄膜的 $M_s$ 和 $H_c$ 具体值如图6所示,施加磁场后,无论是晶态还是非晶态薄膜的 $M_s$ 都降低了,强磁场使晶态 $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ 薄膜的 $M_s$ 平均降低45.8%,而使非晶态 $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ 薄膜的 $M_s$ 平均降低55.5%.而非晶态 $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$ 薄膜的 $M_s$ 比晶态薄膜的 $M_s$ 平均也降低了47.6%. $M_s$ 的降低是单位体积内磁自旋量子数减少.由于非晶态组织的磁性较小,所以非晶态薄膜的 $M_s$ 要比晶态的 $M_s$ 小.

另外,施加强磁场后,表面的无序状组织明显增多,这会增加弱磁性非晶态组织,造成强磁场作用下薄膜的 $M_s$ 降低.50 nm的 $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$ 薄膜的 $M_s$ 值约为 $1466 \text{ emu/cm}^3$  ( $1 \text{ emu/cm}^3 = 4\pi \times 10^{-10} \text{ T}$ ),此值比非晶态Sm-Fe薄膜的 $1190 \text{ emu/cm}^3$ 要高[23],而比相同条件下生长的纯Fe薄膜的 $M_s$ 值略高(约 $1422 \text{ emu/cm}^3$ ) [24].而 $M_s$ 随厚度的增加而降低的现象与先前的研究结果类似[25].

本研究的  $H_c$  最大值为 130 Oe, 这比先前的 Sm-Fe 薄膜的  $H_c$  少 2—3 个数量级 [11], 这主要是因为薄膜中没有形成  $\text{SmFe}_2$  等相 [12]. 非晶态薄膜的  $H_c$  比晶态薄膜的  $H_c$  大, 这是由于非晶态组织磁性弱难以磁化反转. 对晶态  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  薄膜来说, 施加磁场后  $H_c$  增大, 这是薄膜的颗粒尺寸增大造

成的. 而对于非晶态薄膜, 施加强磁场后,  $H_c$  明显减小, 可能是非晶态薄膜在生长时施加的磁场使非晶态组织发生了预磁化, 因此在磁滞回线测量时, 磁畴容易发生反转. 这个结果也表明, 强磁场可以大幅降低非晶态薄膜的  $H_c$ , 最高可以降低 95%. 这为不同晶态薄膜磁性能的控制提供了一种途径.

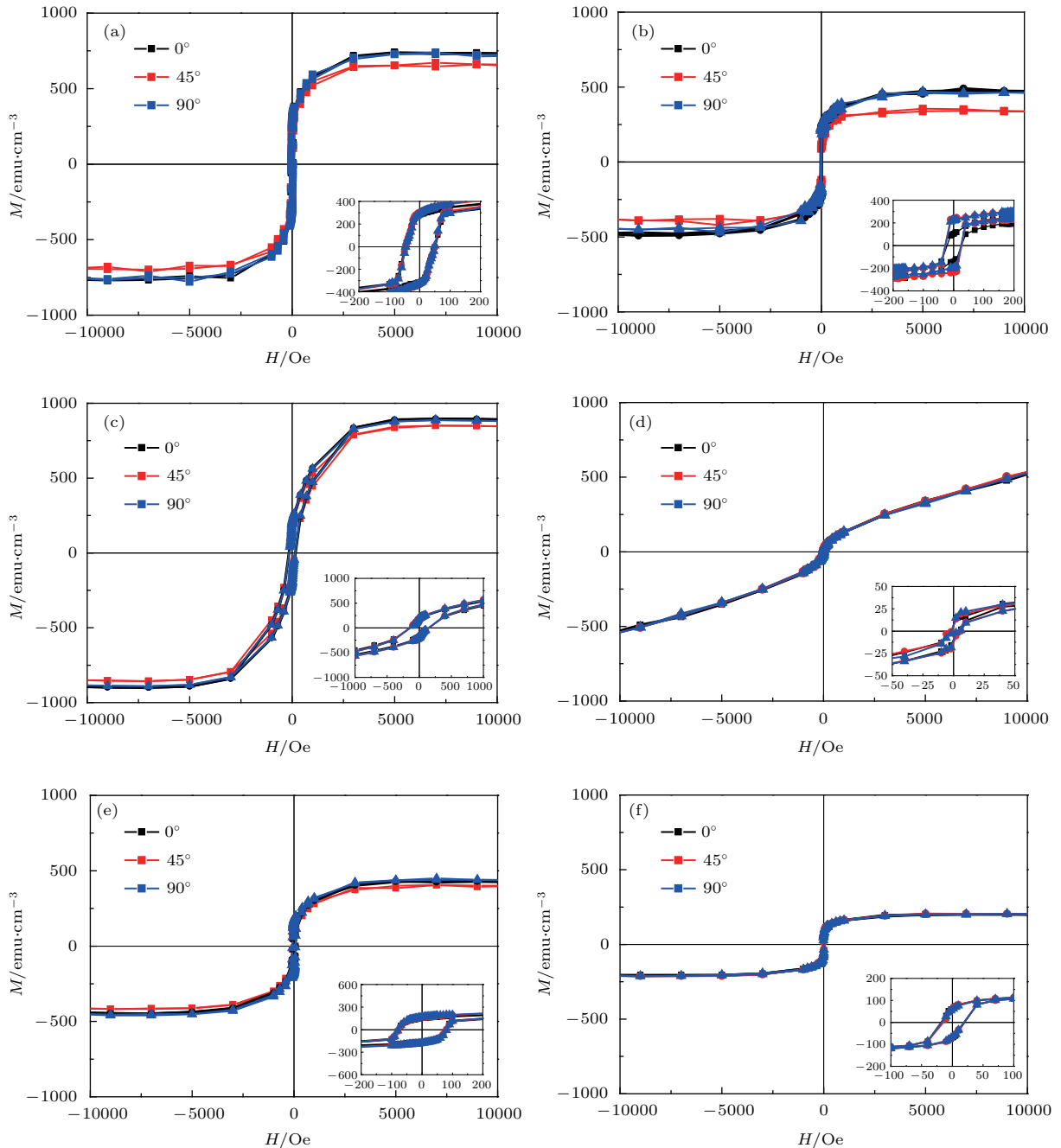


图5 测量磁场在膜面内与易磁化轴成不同角度时, 不同条件下非晶态  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  薄膜室温  $M-H$  曲线 (a) 20 nm, 0 T; (b) 20 nm, 6 T; (c) 50 nm, 0 T; (d) 50 nm, 6 T; (e) 200 nm, 0 T; (f) 200 nm, 6 T

Fig. 5. Room temperature  $M-H$  curves of amorphous  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  film under different conditions at different angles between measured magnetic field and easy magnetization axis in the plane of the films: (a) 20 nm, 0 T; (b) 20 nm, 6 T; (c) 50 nm, 0 T; (d) 50 nm, 6 T; (e) 200 nm, 0 T; (f) 200 nm, 6 T.



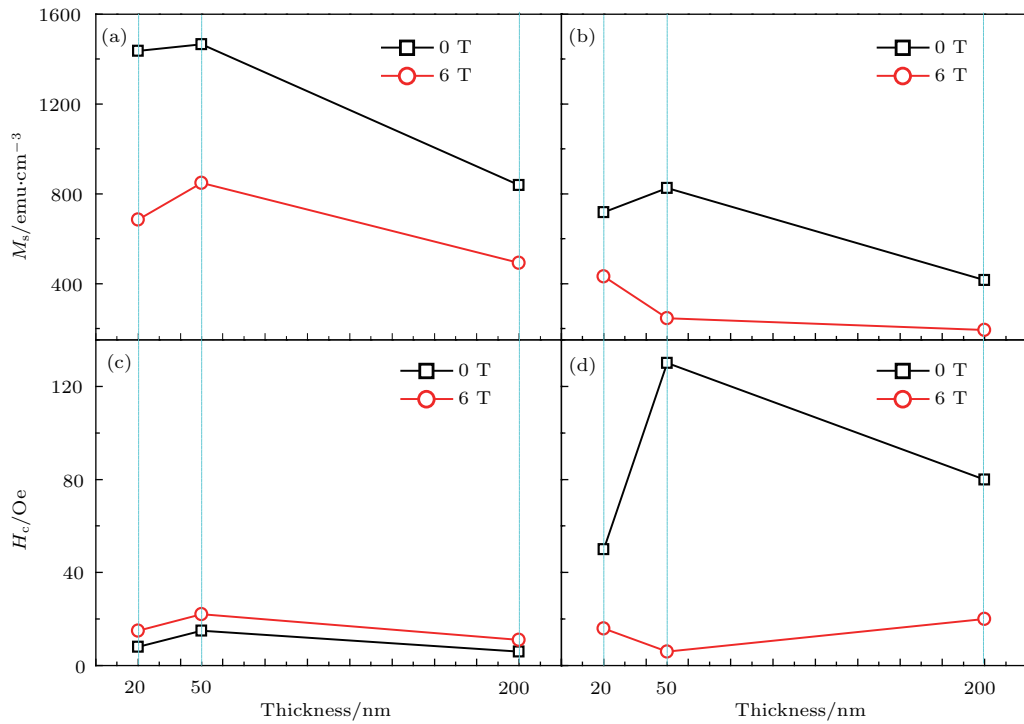


图6 (a) 晶态  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  薄膜的饱和磁化强度  $M_s$ ; (b) 非晶态  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  薄膜的饱和磁化强度  $M_s$ ; (c) 晶态  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  薄膜的矫顽力  $H_c$ ; (d) 非晶态  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  薄膜的矫顽力  $H_c$   
 Fig. 6. (a) Saturated magnetization  $M_s$  of crystalline  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  film; (b) saturated magnetization  $M_s$  of amorphous  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  film; (c) coercivity  $H_c$  of crystalline  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  film; (d) coercivity  $H_c$  of amorphous  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  film.

## 4 结 论

本文研究了强磁场、膜厚和 Sm 含量对分子束气相沉积 Sm-Fe 薄膜晶态和非晶态组织演化和磁性能的影响, 结果表明含量和强磁场可以用于调控 Sm-Fe 薄膜的晶态和磁性能. 主要结论如下.

1) Sm 含量可以调节 Sm-Fe 薄膜的晶态组织演化, Sm 含量为 5.8% 的  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  薄膜是 bcc 晶态组织, 而在 Sm 含量为 33.0% 时,  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  薄膜为非晶态. 非晶态薄膜的表面粗糙度和表面颗粒尺寸都比晶态薄膜的小, 施加 6 T 强磁场会使表面颗粒尺寸增大, 而表面粗糙度降低.

2) 晶态组织的演化和强磁场对磁性能有显著影响. 非晶态  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  薄膜的  $M_s$  比晶态  $\text{Sm}_{5.8}\text{Fe}_{94.2}$  薄膜的  $M_s$  ( $1466 \text{ emu}/\text{cm}^3$ ) 低 47.6%. 施加 6 T 强磁场会使非晶态和晶态薄膜的  $M_s$  均降低约 50%. 非晶态  $\text{Sm}_{33.0}\text{Fe}_{67.0}$  薄膜的  $H_c$  比晶态薄膜的  $H_c$  大. 施加 6 T 强磁场使晶态薄膜的  $H_c$  增大, 而使非晶态薄膜的  $H_c$  减小, 最高可以减少 95%.

## 参考文献

- [1] Mills D L, Bland J A C 2006 *Nanomagnetism Ultrathin Films Multilayers and Nanostructures* (Amsterdam: Elsevier)
- [2] Dai D S, Fang R Y, Liu Z X, Wan H, Lan J, Rao X L, Ji Y P 1986 *Acta Phys. Sin.* **35** 1502 (in Chinese) [戴道生, 方瑞宜, 刘尊孝, 万虹, 兰健, 饶晓雷, 纪玉平 1986 物理学报 **35** 1502]
- [3] Gheorghe N G, Lungu G A, Husanu M A, Costescu R M, Macovei D, Teodorescu C M 2013 *Appl. Surf. Sci.* **267** 106
- [4] Saito T, Furutani T 2009 *J. Appl. Phys.* **105** 07A716
- [5] Chen C J, Huang J C, Chou H S, Lai Y H, Chang L W, Du X H, Chu J P, Nieh T G 2009 *J. Alloy. Compd.* **483** 337
- [6] Li G, Li M, Wang J, Du J, Wang K, Wang Q 2017 *J. Magn. Magn. Mater.* **423** 353
- [7] Fang R Y, Dai D S, Rao X L, Liu Z X, Lan J, Wan H 1988 *Acta Phys. Sin.* **37** 1065 (in Chinese) [方瑞宜, 戴道生, 饶晓雷, 刘尊孝, 兰健, 万虹 1988 物理学报 **37** 1065]
- [8] Hwang S W, Kim J, Lim S U, Kim C K, Yoon C S 2007 *Mater. Sci. Eng. A* **449** 378
- [9] Sakano S, Matsumura Y 2017 *Mater. Trans.* **58** 813
- [10] Choi Y S, Lee S R, Han S H 1998 *J. Appl. Phys.* **83** 7270
- [11] Seong Y H, Kim K S, Yu S C 1999 *IEEE Trans. Magn.* **35** 3808



- [12] Nishi Y, Matsumura Y, Kadowaki A, Masuda S 2005 *Mater. Trans.* **46** 3063
- [13] Kim T W, Lim S H, Gambino R J 2001 *J. Appl. Phys.* **89** 7212
- [14] Takato Y, Mitsuru O, Fumiyoshi K, Masaaki F 2013 *EPJ Web Conf.* **40** 06007
- [15] Wang L, Du Z F, Zhao D L 2007 *J. Rare Earths* **25** 444
- [16] Wang Q, He J C 2014 *Material Science Under High Magnetic Field* (Beijing: Science Press) (in Chinese) [王强, 赫冀成 2014 强磁场材料科学 (北京: 科学出版社)]
- [17] Li G, Du J, Wang H, Wang Q, Ma Y, He J 2014 *Mater. Lett.* **133** 53
- [18] Brinza F, Sulitanu N 2003 *Sens. Actuators A* **106** 310
- [19] Lim S H, Han S H, Kim H J, Song S H, Lee D 2000 *J. Appl. Phys.* **87** 5801
- [20] Zhao Y P, Gamache R M, Wang G C, Lu T M 2001 *J. Appl. Phys.* **89** 1325
- [21] Hedayati K, Nabiyouni G 2014 *J. Appl. Phys. A* **116** 1605
- [22] Suzuki K, Herzer G 2012 *Scr. Mater.* **67** 548
- [23] Ruiz J M, Zhang X X, Ferrater C, Tejada J 1995 *Phys. Rev. B* **52** 10202
- [24] Du J, Li G, Wang Q, Ma Y, Cao Y, He J 2015 *Vacuum* **121** 88
- [25] Tinouche M, Kharmouche A, Aktaş B, Yildiz F, Koçbay A N 2015 *J. Supercond. Nov. Magn.* **28** 921

# Evolutions of different crystalline textures in Sm-Fe film fabricated under high magnetic field and subsequent tuning magnetic properties\*

Li Guo-Jian<sup>1)</sup> Chang Ling<sup>1)2)</sup> Liu Shi-Ying<sup>1)3)</sup> Li Meng-Meng<sup>1)3)</sup>  
Cui Wei-Bin<sup>1)</sup> Wang Qiang<sup>1)†</sup>

1) (Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials (Ministry of Education), Northeastern University, Shenyang 110819, China)

2) (School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

3) (School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

( Received 28 January 2018; revised manuscript received 12 February 2018 )

## Abstract

In order to tune the crystalline texture evolution and magnetic properties of the Sm-Fe film, molecular beam vapor deposition method is used to fabricate the Sm-Fe films. Sm content, thickness, and high magnetic field are used to affect the crystalline texture and magnetic properties. X-ray diffraction is used to analyze the texture evolution. Atomic force microscope is used to observe the surface morphology and roughness. Energy-dispersive X-ray spectroscopy is used to measure the compositions of the film. Vibrating sample magnetometer is used to test the magnetic properties. The results show that the crystalline textures are tuned through the Sm content. The crystalline texture evolution and high magnetic field have significant effect on the magnetic properties of the Sm-Fe film. The Sm-Fe film with 5.8% atomic content is of bcc crystal structure and is of amorphous structure with 33.0% Sm. Neither the thickness nor the high magnetic field has an influence on the crystalline texture. The surface roughness and particle size on the surface of the amorphous film are smaller than those of the crystal film. A 6 T high magnetic field increases the surface particle size and reduces the surface roughness. Saturation magnetization  $M_s$  of the amorphous film is 47.6% lower than that of the crystal film ( $1466 \text{ emu/cm}^3$ ,  $1 \text{ emu/cm}^3 = 4\pi \times 10^{-10} \text{ T}$ ). The 6 T high magnetic field reduces the  $M_s$  of crystal and amorphous film by about 50%. The coercivity  $H_c$  values of the Sm-Fe films are in a range of 6–130 Oe ( $1 \text{ Oe} = 10^3/(4\pi) \text{ A/m}$ ). The  $H_c$  of the amorphous film is higher than that of the crystal film. The 6 T high magnetic field increases the  $H_c$  of the crystal film and reduces the  $H_c$  of the amorphous film. The highest reduction is 95%. The anisotropy of the crystal film transforms to isotropy of the amorphous film. High magnetic field increases the anisotropy of the crystal film. The squareness of the crystal film is much higher than that of the amorphous film. High magnetic field has a significant effect on the measured magnetic field to obtain saturation magnetization in the film. This measured saturation magnetic field increases in the amorphous film and decreases in the crystal film after the high magnetic field has been exerted during the film growth. These results indicate that the Sm content and high magnetic field can be used to tune the crystal textures and magnetic properties of the Sm-Fe films.

**Keywords:** magnetic film, high magnetic field, Sm-Fe, crystalline

**PACS:** 75.75.-c, 61.30.Gd, 75.50.Bb, 61.66.-f

**DOI:** 10.7498/aps.67.20180212

\* Project supported by the National Science Fund for Distinguished Young Scholars of China (Grant No. 51425401) and the Fundamental Research Funds for the Central Universities, China (Grant Nos. N160905001, N160907001).

† Corresponding author. E-mail: wangq@mail.neu.edu.cn