

Research
Rare Earth Permanent Magnets—Article

(011) 取向单晶衬底上生长的非晶 Sm-Co 薄膜的面内各向异性调控

梁文会^{a,b}, 周厚博^{a,b}, 熊杰夫^{a,b}, 胡凤霞^{a,b,c,*}, 李佳^{a,b}, 张健^d, 王晶^{a,b,e,*}, 孙继荣^{a,b,c}, 沈保根^{a,b,c}

^a Beijing National Laboratory for Condensed Matter Physics and State Key Laboratory of Magnetism, Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China

^b School of Physical Sciences, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China

^c Songshan Lake Materials Laboratory, Dongguan 523808, China

^d Key Laboratory of Magnetic Materials and Devices, Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Ningbo 315201, China

^e Fujian Institute of Innovation, Chinese Academy of Sciences, Fuzhou 350108, China

ARTICLE INFO

Article history:

Received 15 August 2018

Revised 6 December 2018

Accepted 11 March 2019

Available online 22 November 2019

关键词

非晶Sm-Co薄膜

面内单轴各向异性

磁控溅射

摘要

具有单轴面内各向异性的非晶Sm-Co薄膜在信息存储和自旋电子学领域都具有广阔的应用前景。产生单轴面内各向异性的最有效方法是在薄膜沉积过程中施加面内磁场。然而,这种方法通常需要复杂的设备。本文中,我们报道了一种产生单轴面内各向异性的新方法,只需要将非晶Sm-Co薄膜生长在(011)取向的单晶衬底上,薄膜生长过程中不需要施加任何外部磁场。薄膜的各向异性常数 k_A 随衬底晶格常数的变化而变化。生长在LaAlO₃(011)衬底上的非晶Sm-Co薄膜的各向异性常数 k_A 高达 $3.3 \times 10^4 \text{ J} \cdot \text{m}^{-3}$ 。详细分析表明,衬底各向异性应变引起的铁磁畴的择优生长,以及薄膜中Sm-Co、Co-Co取向对的有序化,在非晶Sm-Co薄膜单轴面内各向异性的产生上起到了重要作用。这项工作为在非晶Sm-Co薄膜中获得单轴面内各向异性提供了一种新方法。

© 2020 THE AUTHORS. Published by Elsevier LTD on behalf of Chinese Academy of Engineering and Higher Education Press Limited Company This is an open access article under the CC BY-NC-ND license (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>).

1. 引言

具有单轴面内各向异性的非晶Sm-Co薄膜在信息存储[1]和自旋电子学[2]领域都具有广阔的应用前景。具体而言,这种薄膜的高矫顽力保证了高密度存储,非晶态中较少的晶界保证了高信噪比,薄膜表面的光滑性使得接触磁记录成为可能。此外,单轴面内各向异性保证了优良的记录性能[1]。迄今为止,人们对非晶Sm-Co薄膜的磁性能[1,3–6],尤其是磁各向异性[2,7–11],进行了广泛的研究。人们发现,如薄膜组分[9]、薄膜厚度[1]、生长温度[3,7]以及生长气压[10]等多种因素都可以

影响非晶Sm-Co薄膜的单轴面内各向异性;然而,最有效的方法是在薄膜沉积过程中施加面内磁场[2]。由于磁控溅射方法具有成膜速率高、易于控制条件和薄膜成分理想等优点,所以纳米级非晶Sm-Co薄膜通常采用磁控溅射沉积方法[2,5,6,11]制备而成。在溅射过程中,靶后磁铁所提供的磁场的作用是控制电子的运动路径;该磁场在溅射靶周围约为400–800 Oe,并且在小于60 mm的距离处即衰减为零。考虑到从衬底到靶材的距离(在本文中为130 mm)远大于60 mm,位于靶背面的磁铁所提供的磁场对薄膜的沉积并没有影响。因此,为了在非晶Sm-Co薄膜中实现单轴面内磁各向异性,通常需要

* Corresponding author.

E-mail address: fxhu@iphy.ac.cn (F. Hu), wangjing@iphy.ac.cn (J. Wang).

在衬底旁边安装一个附加磁体[2]，这种方法不可避免地需要更加复杂的装置。那么，寻找一种不需要外加磁场就可以获得单轴面内各向异性的新方法是一个重要的挑战。

值得注意的是，文献中报道的非晶Sm-Co薄膜大多生长在非晶[7]或多晶[8-10]衬底上。也有少数情况涉及单晶衬底的使用[2,5,6]，但是通常会引入非晶缓冲层来确保Sm-Co薄膜的非晶生长。可以发现，在以往的研究中，由衬底或缓冲层提供的生长环境都是各向同性的。在此，我们在(011)取向的单晶衬底上直接生长非晶Sm-Co薄膜，不引入任何缓冲层，发现用此方法生长的非晶Sm-Co薄膜具有单轴面内各向异性。(011)取向的单晶衬底在面内两个方向的晶格常数(a)存在差异，可以给生长在其上的非晶Sm-Co薄膜提供各向异性应变，使薄膜中铁磁畴择优生长，从而导致非晶Sm-Co薄膜面内磁各向异性的产生。在非晶Sm-Co薄膜中，局域环境的不同可能导致取向对有序性的不同，因此，非晶Sm-Co薄膜的各向异性常数会随衬底晶格常数的变化而变化。

2. 材料与方法

采用磁控溅射法生长非晶Sm-Co薄膜，薄膜厚度为50 nm，所用衬底为“各向异性”(011)取向的LaAlO₃ (LAO)、SrTiO₃ (STO)、Pb(Mg_{1/3}Nb_{2/3})O₃-0.3PbTiO₃ (PMN-PT)衬底以及“各向同性”(001)取向的LAO和STO衬底($a_{\text{LAO}} = 3.792 \text{ \AA}$, $a_{\text{STO}} = 3.905 \text{ \AA}$, $a_{\text{PMN-PT}} = 4.017 \text{ \AA}$)。溅射气体为氩气，本底真空优于 10^{-6} Pa。所用商用衬底的尺寸为5 mm×5 mm。用于制备薄膜的Sm-Co靶材中，钐(Sm)的含量为18 at%。在本文中，“各向异性”是指对于(011)取向的单晶衬底，沿面内两个方向的晶格常数不同，即 $a_{[01\bar{1}]} = \sqrt{2} a_{[100]}$ ，可以给生长在其上的非晶Sm-Co薄膜提供各向异性的生长环境；“各向同性”是指对于(001)取向的单晶衬底，沿面内两个方向的晶格常数相同，即 $a_{[100]} = a_{[010]}$ ，可以给生长在其上的非晶Sm-Co薄膜提供各向同性的生长环境。沉积一层50 nm厚的铬(Cr)覆盖层，以保护非晶Sm-Co层，使其免遭氧化。每层的确切厚度由沉积速率和生长时间确定。用台阶仪测量不同溅射功率、不同溅射气压下不同材料的厚度，并计算沉积速率。Sm-Co层和Cr层的沉积时间分别为274 s和9 min。溅射过程中，Sm-Co层和Cr层的溅射气压分别为0.45 Pa和0.35 Pa，溅射功率分别

为100 W和70 W。衬底到靶材的距离固定为约130 mm。实验中所用商用Cr靶材为6 mm厚，自制SmCo₅靶材为5 mm厚，两块靶材的直径均为60 mm。所有薄膜均在室温下制备，在制备过程中不施加外磁场。薄膜结构由采用Cu-K α 辐射的X射线衍射仪表征，利用了X射线衍射(XRD)和掠入射X射线衍射(GIXRD)两种方法；薄膜磁性由Quantum Design超导量子干涉仪(SQUID-VSM)表征，在交流退磁后测量起始磁化曲线；薄膜组分由能量色散X射线能谱(EDX)表征，Sm-Co薄膜中Sm和钴(Co)的含量分别为23 at%和77 at%，薄膜成分与靶材成分的微小偏差可能是由于Sm和Co元素的沉积速率不同。

3. 结果与讨论

3.1. 结构分析

图1为异质结的示意图以及不同取向衬底中x、y和z轴的代表方向。如图所示，衬底和Sm-Co层之间没有缓冲层，这保证了应变可以从衬底直接传递到薄膜。图2(a)、(b)为生长在STO(011)和LAO(011)衬底上Sm-Co薄膜的XRD图谱，可以看出，除了来自衬底的衍射峰之外，没有任何杂峰，这表明Sm-Co薄膜处于非晶态，没有任何不纯的相。图2(c)、(d)为生长在STO(011)和LAO(011)衬底上Sm-Co薄膜的GIXRD图谱，可以看出，图谱中没有明显的衍射峰，晶体峰的缺失进一步证实了Sm-Co薄膜的非晶特性，非晶材料中典型“馒头峰”

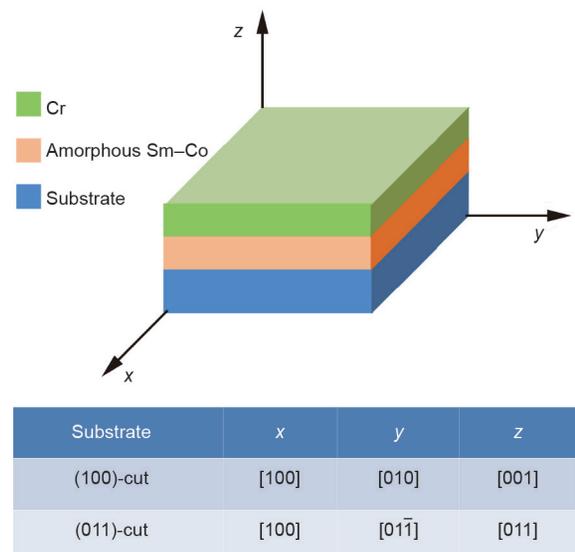


图1. Cr、非晶Sm-Co、衬底异质结构示意图。

的缺失与Sm含量有关。先前的研究[2]表明，对于非晶Sm-Co薄膜，“馒头峰”随Sm含量的增加而展宽，并且当Sm含量足够高时，“馒头峰”将不可见。需要加以说明的是，所有的薄膜都表现出相似的非晶态性质，图2所示的XRD图谱是任意选择的。

3.2. 成分分析

样品有两层，分别为一层Sm-Co和一层Cr，每层的厚度均为50 nm。图3为截面扫描电子显微镜（SEM）图像，图3（a）、（b）中的图像取自同一样品的不同区域。由于样品未完全垂直放置，因此除了界面和衬底外还可

以看到样品表面。很明显，薄膜表面相当光滑，而衬底的横截面是波纹状的，后者归因于准备过程中的“折断”动作。薄膜总厚度约为100 nm。无法清晰地看到两层（即Sm-Co层和Cr层）之间的边界，这可能是由于两层都在室温下沉积的缘故，两层都是非晶层。

用EDX测定了多层膜的化学成分。在薄膜横截面中靠近衬底的位置随机选择几个点。不同测点对应的Sm、Co含量见表1。结果表明，Sm和Co元素的比例在不同点之间变化不大。薄膜中Sm和Co的平均含量分别为23 at%和77 at%，与靶材SmCo₅的标称成分基本一致。薄膜成分与靶材成分的微小偏差可能是由于Sm和Co元

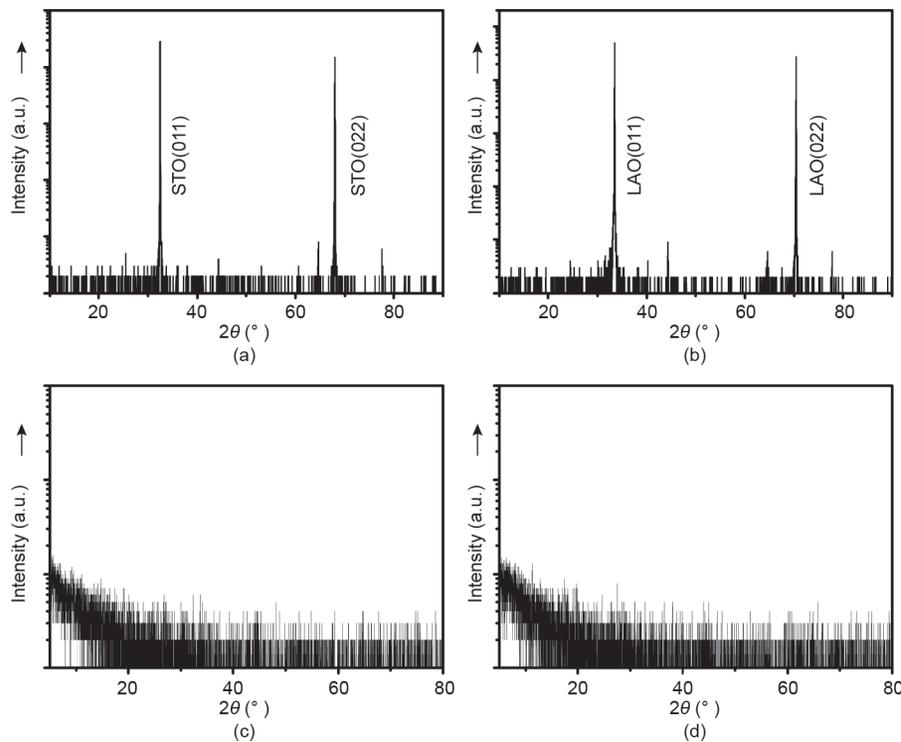


图2. 生长在STO (011) (a)、LAO (011) (b) 衬底上的Sm-Co薄膜的XRD图谱，和相应的在STO (011) (c)、LAO (011) (d) 衬底上的GIXRD图谱。为清楚起见，纵轴使用对数坐标，a.u.: 任意单位。

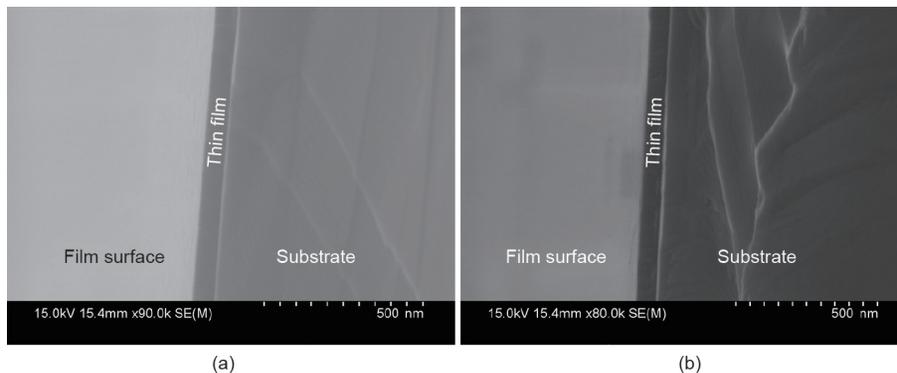


图3. Cr、非晶Sm-Co、衬底异质结的截面SEM图像。(a)和(b)为取自同一样品的不同区域。

表1 EDX手段测量的Sm-Co薄膜的组分, 在靠近衬底位置随机取点

Selected point	Sm content (at%)	Co content (at%)
Point 1	19.44	80.56
Point 2	29.74	70.26
Point 3	22.63	77.37
Point 4	20.52	79.48

素的沉积速率不同。

3.3. 各向异性分析

图4 (a)~(c) 分别为在(011)取向PMN-PT、STO和LAO衬底上生长的Cr (50 nm)、非晶Sm-Co (50 nm)薄膜的磁滞回线, 这些磁滞回线分别是在沿薄膜平面内[100]和[01 $\bar{1}$]方向的磁场下测量的($H//[100]$ 和 $H//[01\bar{1}]$)。值得注意的是, 与[100]方向的磁滞回线相比, [01 $\bar{1}$]方向的磁滞回线方形度更好, 矫顽力更低, 剩余磁化强度更高。换句话说, 生长在(011)取向单晶衬底上的非晶Sm-Co薄膜具有明显的磁各向异性, 易磁化轴沿[01 $\bar{1}$]方向, 难磁化轴沿[100]方向。在PMN-PT(011)衬底上生长的非晶 $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ 薄膜中也观察到了类似的现象[12]。如上所述, 对于(011)取向的单晶衬底, 沿面内两个方向的晶格常数不同, 即 $a_{[01\bar{1}]} = \sqrt{2}a_{[100]}$ 。例如, 对于LAO (011)衬底, $a_{[01\bar{1}]}$ 大约等于5.363 Å, 而 $a_{[100]}$ 大约等于3.792 Å。因此, 对于(011)取向的单晶衬底, 面内两个方向晶格常数的差异可以引起各向异性应变, 这个各向异性应变会导致薄膜中铁磁畴的择优生长, 从而导致非晶Sm-Co薄膜中出现面内磁各向异性。

之前的研究表明, 由衬底提供的应变环境可以显著影响薄膜中铁磁畴的生长[13–15]。Ward等[13]发现, 生长在NdGaO₃ (101)衬底上的La_{5/8-x}Pr_xCa_{3/8}MnO₃ ($x = 0.3$)薄膜中的铁磁金属畴倾向于沿拉伸应变较大的方向伸长。由于NdGaO₃ (101)衬底能够提供静态各向异性应变场, 所以La_{5/8-x}Pr_xCa_{3/8}MnO₃ ($x = 0.3$)薄膜的易磁化轴沿着晶格常数相对较大的面内[01 $\bar{1}$]方向。后来, Zhao等[14]发现, 由电场导致的面内各向异性应变可以提高(011)-Pr_{0.7}Sr_{0.3}MnO₃/PMN-PT异质结的磁各向异性。对于(011)取向的PMN-PT衬底, 当沿着垂直薄膜表面的[011]方向施加电场时, 面内长轴方向(即[01 $\bar{1}$]方向)进一步伸长, 而短轴方向(即[100]方向)进一步缩短。结果表明, 在电场的作用下, 衬底在[01 $\bar{1}$]方向被拉伸, 薄膜的铁磁畴沿该方向择优生长, 从而提高了Pr_{0.7}Sr_{0.3}MnO₃的面内磁各向异性。此外, Zhou等[15]利用磁力显微镜在La_{0.67}Ca_{0.33}MnO₃/NdGaO₃ (001)异质结中

直接观察到了铁磁金属畴的条状择优生长, 其中, 衬底的高正交性提供了面内各向异性应变, 并强烈促进了铁磁金属畴沿长轴的生长。具体到我们的样品中, 对于(011)取向的LAO、STO和PMN-PT衬底, 沿面内[01 $\bar{1}$]方向的晶格常数更大, 铁磁畴优先沿[01 $\bar{1}$]方向生长和伸长, 易磁化轴沿着该方向。这一重要事实表明, 由(011)取向的单晶衬底提供的各向异性应变对于非晶Sm-Co薄膜中单轴面内各向异性的产生至关重要。

基于图4 (d)~(f) 中所示的起始磁化曲线, 我们根据以下公式可以得到沉积在不同衬底上的非晶Sm-Co薄膜的各向异性常数 (k_A):

$$k_A = \int_0^\infty (M_{iH} - M_{iE})dH \quad (1)$$

式中, M_{iH} 、 M_{iE} 分别代表沿面内难、易轴方向的起始磁化强度; H 代表面内磁场。这个公式通常用于计算薄膜样品的各向异性常数[9]。结果列于表1中。每条起始磁化曲线都是在经过交流退磁至零后测量得到的。随着衬底晶格常数的减小, 相应薄膜的 k_A 值增大。特别是在(011)取向的LAO衬底上生长的非晶Sm-Co薄膜的各向异性常数达到了 $3.3 \times 10^4 \text{ J}\cdot\text{m}^{-3}$ 。需要加以说明的是, 除了公式(1), 还有其他几个公式可以用来计算薄膜样品的各向异性常数, 例如[8,9]:

$$k_A = M_S H_A / 2 \quad (2)$$

$$k_A = \int_0^{H_A} (M_S - M)dH \quad (3)$$

式中, M_S 代表饱和磁化强度; H_A 代表面内各向异性场。在公式(2)和公式(3)中, H_A 的获取对于计算 k_A 是非常必要的, 沿难轴方向磁滞回线的中心从原点开始线性外推, 得到的直线与易轴方向磁滞回线的交点所对应的磁场即为 H_A , 这适用于沿易轴方向磁滞回线方形度比较好的样品, 不适用于本文的情况。在公式(1)中, k_A 是由难、易轴的起始磁化曲线之间的面积来确定的, 这适用于本文的情况。表2列出了(011)取向的不同衬底上非晶Sm-Co薄膜的各向异性常数。

根据前人的报道[10,16,17], 非晶Sm-Co薄膜各向异性常数的不同可以从Sm-Co、Co-Co取向对的有序性方面考虑, 这可能是非晶薄膜面内各向异性的物理起源。Corb等[17]发现, $\text{Co}_{80}\text{Nb}_{14}\text{B}_6$ 非晶合金中的结构短程有序导致具有不同对称性和各向异性团簇的形成, 可出现具有高局域磁各向异性的近三角形对称团簇和具有低局域磁各向异性的近八面体对称团簇, 这主要取决于生长

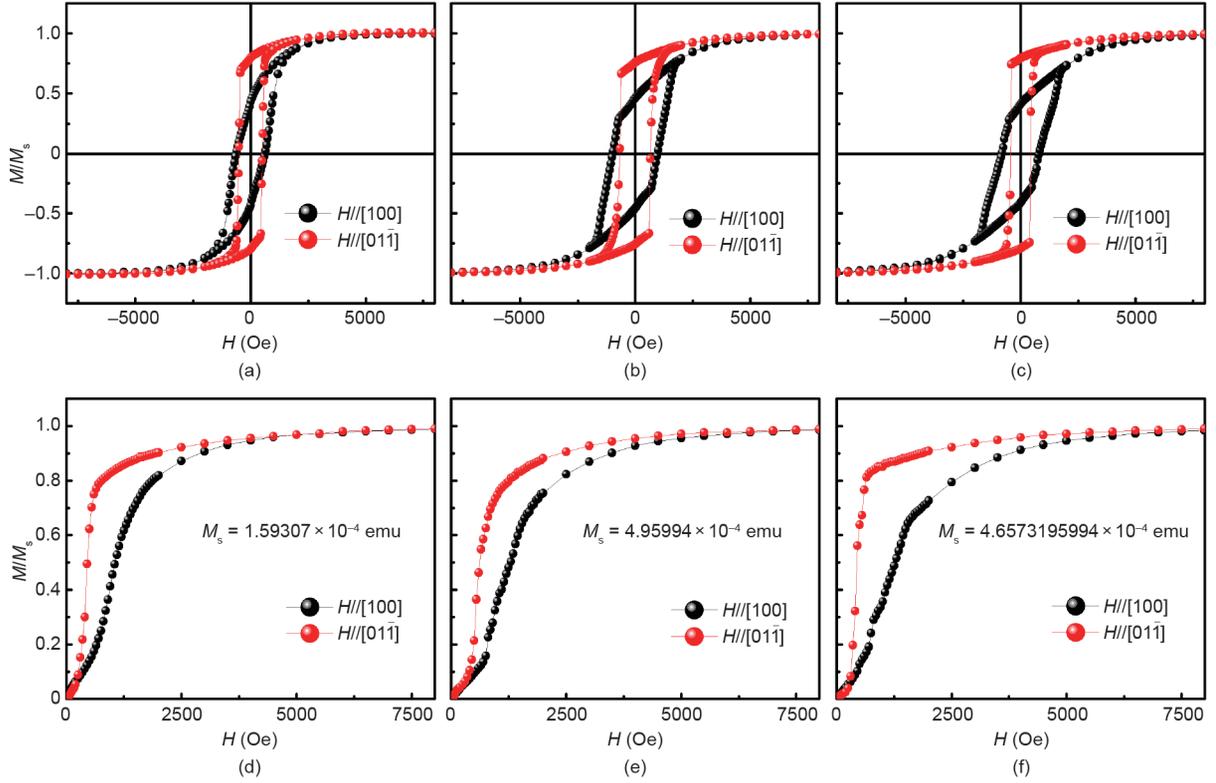


图4. 生长在PMN-PT (011) (a)、STO (011) (b)、LAO (011) (c) 衬底上非晶Sm-Co薄膜面内不同方向的磁滞回线，其起始磁化曲线分别示于PMN-PT (011) (d)、STO (011) (e)、LAO (011) (f)。Emu: 磁矩单位； M : 磁化强度； M_s : 饱和磁化强度。

表2 PMN-PT、STO、LAO衬底的晶胞参数，以及相应的(011)取向衬底上生长的非晶Sm-Co薄膜的各向异性常数

Substrate	a (Å)	$k_A (\times 10^4 \text{ J} \cdot \text{m}^{-3})$
PMN-PT	4.017	2.0
STO	3.905	2.3
LAO	3.792	3.3

环境和温度，这些因素影响原子的扩散和成核。此外，Suran等[16]发现，特定团簇出现的概率也取决于溅射气压， k_A 值随溅射气压的变化而变化。具体到我们的样品，局域各向异性的产生可能是由于多种团簇的形成，其中，结构的短程有序，即Sm-Co、Co-Co取向对有序，取决于不同衬底提供的局域环境。当衬底的晶格常数相对地较小/大时，如LAO/PMN-PT，相应地容易形成具有三角形/八面体对称性（高/低局域磁各向异性）的团簇。此外，衬底提供的应变场也可能影响团簇的取向，以使作用在薄膜上的总能量达到最小。还有一种可能是薄膜中近三角形对称团簇为主要部分，由于不同衬底为薄膜提供的局域环境不同，近三角形对称团簇出现的概率随着衬底晶格常数的减小而增加。这一推论解释了非晶Sm-Co薄膜的 k_A 随衬底晶格常数的减小而增加的原因。本文中，“铁磁畴择优生长”理

论和“取向对有序”理论并不是互相矛盾的，而是相辅相成的，前者解释了非晶Sm-Co薄膜中面内各向异性出现的原因，后者解释了非晶Sm-Co薄膜中面内各向异性可调的原因。铁磁畴优先沿晶格常数更大的方向生长和伸长，从而易磁化轴也会沿着晶格常数更大的方向，这会导致非晶Sm-Co薄膜中出现面内各向异性；不同衬底可以为非晶Sm-Co薄膜提供不同的局域环境，这会导致薄膜中取向对有序性的不同，从而导致形成不同的特定团簇，进而调控薄膜的各向异性常数。

3.4. 各向同性分析

图5 (a)、(b) 分别为在(001)取向的STO和LAO衬底上生长的Cr (50 nm)、非晶Sm-Co (50 nm)薄膜的磁滞回线，这些磁滞回线分别是在沿薄膜平面内[100]和[010]方向的磁场下测量的 ($H//[100]$ 和 $H//[010]$)。如图所示，对于(001)取向的单晶衬底，沿面内两个方向的晶格常数没有差别。因此，(001)取向的单晶衬底为薄膜提供的生长环境是各向同性的，并不会出现铁磁畴的择优生长。可以发现，沿面内两个方向的磁滞回线几乎彼此重合。生长在STO (001)衬底上的薄膜，面内两个方向的磁滞回线均有微小的异常出现[图5 (a)]，这

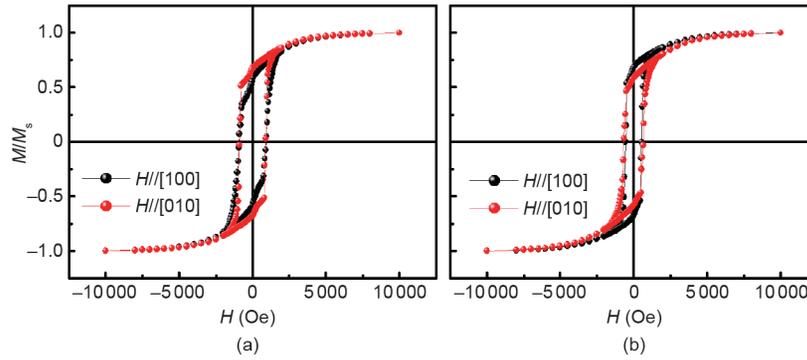


图5. 生长在STO (001) (a)、LAO (001) (b) 衬底上的非晶Sm-Co薄膜面内不同方向的磁滞回线。

可能是由薄膜沉积过程中难以避免的氧化现象引起的[18]。这一结果表明面内各向同性的衬底不能诱导非晶Sm-Co薄膜中出现单轴面内各向异性。图4 (b)、(c)和图5 (a)、(b)之间的鲜明对比印证了我们的观点。另外,可以发现生长在STO (001)和LAO (001)衬底上的非晶Sm-Co薄膜沿[100]和[010]方向的磁滞回线稍有不同[图5 (a)、(b)],这可能与薄膜的形状各向异性有关,薄膜的尺寸为 $2.5 \text{ mm} \times 3.0 \text{ mm}$,形状各向异性的出现不可避免。

4. 结论

总之,我们研究了与非晶Sm-Co薄膜的磁各向异性有关的结构特性。在没有外加磁场的情况下,在(011)取向的单晶衬底上生长非晶Sm-Co薄膜,实现了非晶Sm-Co薄膜单轴面内各向异性的调控。由衬底提供的各向异性应变极大地促进了薄膜中铁磁畴沿长轴方向的生长,从而导致单轴面内各向异性的产生;不同衬底晶格常数的不同会影响薄膜中取向对的有序性,从而导致各向异性常数可调。生长在LAO (011)衬底上的非晶Sm-Co薄膜,其各向异性常数高达 $3.3 \times 10^4 \text{ J} \cdot \text{m}^{-3}$ 。本工作为获得非晶Sm-Co薄膜的面内各向异性提供了一种新的方法。如果通过引入缓冲层或选择面内更低结构对称性的衬底来构造更显著的各向异性应力场,则可以预期得到更显著的单轴各向异性。

致谢

这项工作得到了国家重点研发项目(2017YFB0702702、2018YFA0305704、2016YFB700903、

2017YFA03030601、2017YFA0206300)、国家自然科学基金(51531008、51771223、51590880、11674378、51971240、U1832219、11934016)、2016年内蒙古自治区科技重大专项、中国科学院重点研究计划(先导B)和重点项目的支持。

Compliance with ethics guidelines

Wenhui Liang, Jiefu Xiong, Fengxia Hu, Jia Li, Jian Zhang, Jing Wang, Jirong Sun, and Baogen Shen declare that they have no conflict of interest or financial conflicts to disclose.

References

- [1] Gronau M, Geoke H, Schuffler D, Sprenger S. Correlation between domain wall properties and material parameters in amorphous SmCo-films. *IEEE Trans Magn* 1983;19(5):1653–5.
- [2] Magnus F, Moubah R, Roos AH, Kruk A, Kapaklis V, Hase T, et al. Tunable giant magnetic anisotropy in amorphous SmCo thin films. *Appl Phys Lett* 2013;102(16):162402.
- [3] Gronau M, Schuffler D, Sprenger S. The magnetic properties of amorphous SmCo-films. *IEEE Trans Magn* 1984;20(1):66–8.
- [4] Soltani ML, Lahoubi M, Fillion G, Barbara B. Magnetic properties of amorphous Sm–Co and Er–Co alloys. *J Alloys Compd* 1998;275–277:602–5.
- [5] Magnus F, Moubah R, Arnalds UB, Kapaklis V, Brunner A, Schäfer R, et al. Giant magnetic domains in amorphous SmCo thin films. *Phys Rev B Condens Matter Mater Phys* 2014;89(22):224420.
- [6] Magnus F, Moubah R, Kapaklis V, Andersson G, Hjärvansson B. Magnetostrictive properties of amorphous SmCo thin films with imprinted anisotropy. *Phys Rev B Condens Matter Mater Phys* 2014;89(13):134414.
- [7] Numata T, Kiriya H, Inokuchi S, Sakurai Y. Magnetic anisotropy in SmCo amorphous films. *J Appl Phys* 1988;64(10):5501–3.
- [8] Cheung TD, Wickramasekara L, Cadieu FJ. Large in-plane anisotropy in amorphous Sm–Co and (Sm+Ti)Fe films. *J Appl Phys* 1985;57(8):3598–600.
- [9] Chen K, Hegde H, Cadieu FJ. Induced anisotropy in amorphous Sm–Co sputtered films. *Appl Phys Lett* 1992;61(15):1861–3.
- [10] Chen K, Hegde H, Jen SU, Cadieu FJ. Different types of anisotropy in amorphous SmCo films. *J Appl Phys* 1993;73(10):5923–5.
- [11] Moubah R, Magnus F, Hjärvansson B, Andersson G. Strain enhanced magnetic anisotropy in SmCo/BaTiO₃ multiferroic heterostructures. *J Appl Phys* 2014;115(5):053905.
- [12] Liu M, Howe BM, Grazulis L, Mahalingam K, Nan T, Sun NX, et al. Voltageimpulse-induced non-volatile ferroelastic switching of ferromagnetic resonance for reconfigurable magnetoelectric microwave devices. *Adv Mater*

- 2013;25(35):4886–92.
- [13] Ward TZ, Budai JD, Gai Z, Tischler JZ, Yin L, Shen J. Elastically driven anisotropic percolation in electronic phase-separated manganites. *Nat Phys* 2009;5 (12):885–8.
- [14] Zhao YY, Wang J, Kuang H, Hu FX, Liu Y, Wu RR, et al. Anisotropic modulation of magnetic properties and the memory effect in a wide-band (011)- $\text{Pr}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3/\text{PMN-PT}$ heterostructure. *Sci Rep* 2015;5:9668.
- [15] Zhou H, Wang L, Hou Y, Huang Z, Lu Q, Wu W. Evolution and control of the phase competition morphology in a manganite film. *Nat Commun* 2015;6:8980.
- [16] Suran G, Ounadjela K, Machizaud F. Evidence for structure-related induced anisotropy in amorphous CoTi soft ferromagnetic thin films. *Phys Rev Lett* 1986;57(24):3109–12.
- [17] Corb BW, O’Handley RC, Megusar J, Grant NJ. First-order, structural transformations in metallic glasses. *Phys Rev Lett* 1983;51(15):1386–9.
- [18] Liu Y, Hu FX, Zhang M, Wang J, Shen FR, Zuo WL, et al. Electric field control of magnetic properties of $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ thin films grown onto PMN–PT substrates. *Appl Phys Lett* 2017;110(2):022401.