

# CoSiB/Pt 多层膜垂直磁各向异性及热稳定性

Perpendicular magnetic anisotropy and thermal stability in CoSiB/Pt multilayers

王桂玲, 赵泽军, 刘 帅, 息剑峰, 李宝河  
(北京工商大学 理学院, 北京 100048)  
WANG Gui-ling, ZHAO Ze-jun, LIU Shuai,  
XI Jian-feng, LI Bao-he  
(School of Science, Beijing Technology and  
Business University, Beijing 100048, China)

**摘要:** 采用磁控溅射方法在单面附有 300 nm SiO<sub>2</sub> 的单晶硅基片上制备了以 Pt 为底层的 CoSiB/Pt 多层膜样品。CoSiB/Pt 层周期数确定为 2, 对样品底层厚度及周期层厚度进行调制, 根据反常霍尔效应系统地研究了 CoSiB/Pt 多层膜垂直磁各向异性(perpendicular magnetic anisotropy, PMA)及薄膜的热稳定性。通过对这些参数的调节获得了具有良好垂直磁各向异性的最佳多层膜样品结构 Pt(1)/[CoSiB(0.5)/Pt(1)]<sub>2</sub>, 底层 Pt 和周期层中 CoSiB, Pt 的最佳厚度分别为 1.0, 5 nm 和 1 nm。对最佳样品进行 XRD 图谱分析, 磁滞回线测量以及一系列退火处理。结果表明, 样品具有明显的(111)<sub>CoPt</sub> 衍射峰, 形成了较好的(111)织构, 界面耦合增强, 结晶度较好, 计算出样品的有效磁各向异性常数  $K_{\text{eff}}$  达到  $5.11 \times 10^4 \text{ J} \cdot \text{m}^{-3}$ , 样品具有良好的 PMA; 当退火温度为 200 °C 时, 样品的 CoPt(111)峰强度显著增强, 界面形成了较强的(111)织构,  $K_{\text{eff}}$  达到最大值  $1.0 \times 10^5 \text{ J} \cdot \text{m}^{-3}$ , 当退火温度不超过 400 °C 时, 样品仍能保持良好的 PMA。多层膜样品结构 Pt(1)/[CoSiB(0.5)/Pt(1)]<sub>2</sub> 具有良好的 PMA 和热稳定性, 且合适的退火温度有利于提高样品的 PMA。

**关键词:** CoSiB/Pt 多层膜; 反常霍尔效应; 垂直磁各向异性; 有效磁各向异性常数

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2020.000040

**中图分类号:** O469 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2021)06-0026-07

**Abstract:** The CoSiB/Pt multilayers with Pt buffer layer were successfully manufactured by magnetron sputtering technique on the Si substrate with 300 nm of SiO<sub>2</sub>. The optimal period of the CoSiB/Pt bilayer was 2. The thickness of CoSiB/Pt bilayer and Pt buffer layer were modulated. The perpendicular magnetic anisotropy (PMA) of each of the samples and thermal stability were studied by anomalous Hall effect (AHE) method. The best structure was Pt(1)/[CoSiB(0.5)/Pt(1)]<sub>2</sub>. The optimal thicknesses of Pt buffer layer and CoSiB/Pt bilayer in the periodic multilayer were 1, 0.5 nm and 1 nm, respectively. The XRD analysis, hysteresis loop measurement and a series of annealing treatment of the best sample were conducted. The results show that the sample has obvious (111)<sub>CoPt</sub> diffraction peak, forms a good (111) texture, enhanced interface coupling and good crystallinity. The effective magnetic anisotropy constant  $K_{\text{eff}}$  of the sample is calculated to reach  $5.11 \times 10^4 \text{ J} \cdot \text{m}^{-3}$ ; when the annealing temperature is 200 °C, the intensity of (111)<sub>CoPt</sub> diffraction peak of the sample is significantly enhanced, a strong (111) texture is formed at the interface, and the  $K_{\text{eff}}$  reaches a maximum value of  $1.0 \times 10^5 \text{ J} \cdot \text{m}^{-3}$ . When the annealing temperature is no more than 400 °C, the sample can still maintain good PMA. Multilayer film sample structure Pt(1)/[CoSiB(0.5)/Pt(1)]<sub>2</sub> has good PMA and thermal stability, and the suitable annealing temperature is conducive to improving the sample's PMA.

**Key words:** CoSiB/Pt multilayer; anomalous Hall effect; perpendicular magnetic anisotropy; effective magnetic anisotropy constant

近年来,随着自旋转移矩磁性随机存取存储器 (spin transfer torque magnetic random access memory, STT-MRAM)<sup>[1-2]</sup> 的迅速发展,存储单元尺寸减小的同时,极化反转电流迅速增大,这对具有垂直磁各向异性(perpendicular magnetic anisotropy, PMA)的自旋阀要求越来越高。为了保证自旋阀器件具有很好的热稳定性和较低的翻转电流<sup>[3]</sup>,寻找具有较强的垂直磁各向异性材料迫在眉睫。

磁性薄膜垂直磁各向异性,简单地来说,就是其内部电子自旋交换作用导致自发磁化方向垂直于膜面<sup>[4]</sup>。目前具有 PMA 的材料主要有三类:一是 L1<sub>0</sub> 有序相合金薄膜,如 L1<sub>0</sub>FePt 合金薄膜<sup>[5]</sup>,各向异性可以达到  $10^6 \text{ J} \cdot \text{m}^{-3}$  数量级,但矫顽力较大,其自旋极化率较低,所需要的制备条件苛刻,因此并不适用于 MRAM 器件;二是稀土过渡族合金无定形膜,例如 TbFeCo 和 GdFeCo 薄膜<sup>[6]</sup>,自旋极化率低,表现出反铁或亚铁磁性,也不适合作为自由层应用到自旋阀结构当中;三是垂直磁各向异性多层膜,其各向异性可以达到  $10^5 \text{ J} \cdot \text{m}^{-3}$  数量级,多层膜结构中底层和周期层中各层厚度以及磁性层周期数对垂直磁各向异性均具有非常重要的影响<sup>[7-9]</sup>,可以通过调控这些参数产生较好的 PMA,作为自由层应用到自旋阀结构中。例如 CoFeB, CoSiB 基多层膜是一类具有较强垂直磁各向异性的非晶材料。近年来对 CoFeB 与 Pd<sup>[10]</sup>, Pt<sup>[11]</sup>, Ni<sup>[12]</sup> 等重金属掺杂的多层膜研究较多<sup>[13]</sup>,而对 CoSiB 研究较少。CoSiB 作为一种非晶磁性材料,具有较低的饱和磁化强度 ( $M_s = 4.7 \times 10^5 \text{ A} \cdot \text{m}^{-1}$ ) 和合适的有效磁各向异性常数 ( $K_u = 150 \text{ J} \cdot \text{m}^{-3}$ )<sup>[14]</sup>,其制备出的多层膜界面粗糙度小且无晶界,更好地保证了样品良好的矩形度<sup>[15-16]</sup>,另外, Pd, Pt 等重金属的掺杂能够提高金属层间的自旋轨道耦合作用,可以获得更完美的 PMA<sup>[17]</sup>。在之前的研究中,本课题组已探究了 CoSiB/Pd 多层膜周期层中各层厚度和磁性层周期数对其 PMA 的影响<sup>[18]</sup>。本工作将对 CoSiB/Pt 多层膜底层厚度和周期层中各层厚度对其 PMA 的影响及薄膜的热稳定性进行探究。

本工作采用磁控溅射的方法制备了一系列 CoSiB/Pt 多层膜,同时利用反常霍尔效应手段对其 PMA 进行系统性的研究。制备过程中通过对样品底层 Pt 的厚度和周期层中 CoSiB, Pt 层的厚度等参数进行优化,获得 CoSiB/Pt 多层膜的最佳样品结构,并进一步对最佳样品进行热处理,分析其热稳定性。

## 1 实验

采用 JGP-560A 型双室磁控溅射沉积系统,通过

直流溅射法在单面附有 300 nm SiO<sub>2</sub> 的单晶硅基片上制备以 Pt 为底层的 CoSiB/Pt 多层膜样品。所用设备的样品台以  $1.6 \text{ r} \cdot \text{s}^{-1}$  的速度自转,溅射时带动基片转动从而保证了样品均匀成膜。溅射系统的本底真空度优于  $2.5 \times 10^{-5} \text{ Pa}$ ,溅射气压为 0.8 Pa,溅射气体为 99.999 % 的高纯氩 (Ar) 气。其中以直径为 60 mm,厚度为 3 mm 的高纯 Pt 靶和复合 Co<sub>40</sub>Si<sub>40</sub>B<sub>20</sub> 靶作为溅射靶材,靶材与基片的垂直距离为 100 mm。使用 Dektak150 型台阶仪测得靶材 CoSiB 和 Pt 的溅射速率分别为 0.038 nm/s 和 0.043 nm/s。所制得的系列样品结构为  $\text{Pt}(d_{\text{Pt}})/[\text{CoSiB}(t_{\text{CoSiB}})/\text{Pt}(t_{\text{Pt}})]_2$ ,其中  $d_{\text{Pt}}$  为 0.5~4.0 nm,  $t_{\text{CoSiB}}$  为 0.3~1.1 nm,  $t_{\text{Pt}}$  为 0.6~1.4 nm。

室温下利用四探针法测量样品的霍尔曲线,磁场方向垂直于膜面,可以获得样品的霍尔电阻 (Hall resistance,  $R_{\text{Hall}}$ ) 和矫顽力 (coercivity,  $H_c$ ) 与各层厚度变化的关系,得出最佳的样品结构  $\text{Pt}(1)/[\text{CoSiB}(0.5)/\text{Pt}(1)]_2$ 。在获得最佳样品结构的基础上,将样品切成大小为  $2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$  的矩形薄片,利用 VersaLab 多功能振动样品磁强计测量样品垂直膜面方向和平行膜面方向的磁滞回线,对样品的磁性能进行分析。另外使用 BrukerD8 型 X 射线衍射仪得到其 XRD 图谱来表征最佳样品的结构性质。为了进一步探究其热稳定性,将最佳样品在高真空环境下 ( $< 1.0 \times 10^{-5} \text{ Pa}$ ) 进行退火处理,退火温度分别为 100, 200, 300 °C 和 400 °C,退火时间为 1 h。采用同样的测试方法对退火后样品的结构和磁性能进行测量和分析。

## 2 结果与分析

对于 CoSiB/Pt 多层膜样品的制备,先在单面附有 300 nm SiO<sub>2</sub> 的单晶硅基片上沉积 3 nm 厚度的 Pt 层作为缓冲层,为了使样品具有较为明显的霍尔效应,多层膜的周期数均确定为 2,并根据反常霍尔效应分析其磁性能。图 1 为改变样品  $\text{Pt}(3)/[\text{CoSiB}(t_{\text{CoSiB}})/\text{Pt}(1)]_2$  周期层中 CoSiB 层厚度  $t_{\text{CoSiB}}$  时的霍尔曲线及对应的矫顽力 ( $R_{\text{Hall}}$ ) 和霍尔电阻 ( $H_c$ ) 变化曲线。从图 1(a) 中可以看出样品的霍尔曲线与其厚度变化之间的关系。当  $t_{\text{CoSiB}} = 0.3 \text{ nm}$  时样品呈现出较好的霍尔曲线矩形度,但霍尔电阻值相对较小,对应的多层膜 PMA 较弱。这种现象可能是因为样品没有形成有效的界面效应,界面上 CoSiB 中更多的 Co 原子与 Pt 原子形成了合金结构,不能完全覆盖住整个膜面,使得界面不连续、平整度差, PMA 相对较弱。当 CoSiB 厚度

为 0.3~0.5 nm 时,样品霍尔曲线矩形度较好,霍尔电阻值逐渐增大。增加到 0.5 nm 时,样品仍呈现出良好的矩形度和较大的霍尔电阻值,此时样品具有良好的 PMA。由图 1(b)可见,当 CoSiB 厚度为 0.5~0.7 nm 时,其霍尔电阻和矫顽力虽都有增大,但变化不明显,说明在此区间样品的霍尔电阻和矫顽力不受 CoSiB 厚度改变的影响或影响较小,但当 CoSiB 厚度

达到 0.7 nm 时,由于体各向异性增强,霍尔曲线的矩形度下降,PMA 明显变差。随着 CoSiB 厚度的继续增加,厚度在 0.9 nm 和 1.1 nm 时,由于较多 Co 原子未能与 Pt 原子完全杂化,界面各向异性小于体各向异性,多层膜的霍尔曲线为过原点的倾斜直线,此时易磁化轴平行于材料表面,PMA 消失。综上可知,周期层中 CoSiB 层的最佳厚度为 0.5 nm。

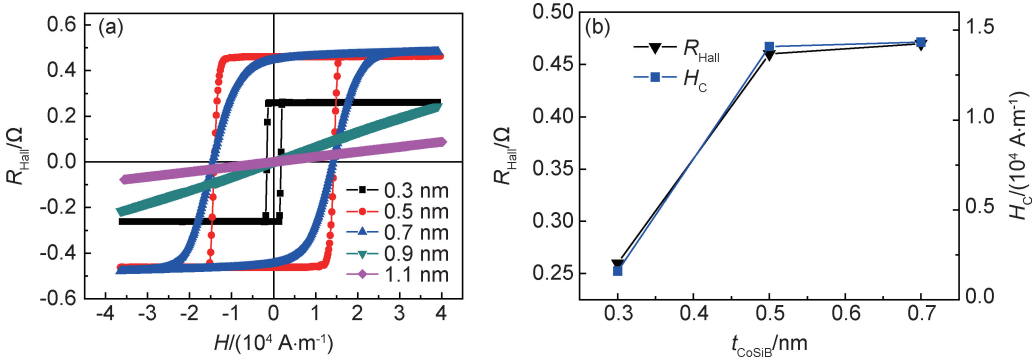


图 1 Pt(3)/[CoSiB( $t_{CoSiB}$  = 0.3, 0.5, 0.7, 0.9, 1.1 nm)/Pt(1)]<sub>2</sub> 的霍尔曲线(a)以及矫顽力和霍尔电阻分别随 CoSiB 厚度改变的变化曲线(b)

Fig. 1 Hall curve of Pt(3)/[CoSiB( $t_{CoSiB}$  = 0.3, 0.5, 0.7, 0.9, 1.1 nm)/Pt(1)]<sub>2</sub> (a) and curves of coercivity and Hall resistance as CoSiB thickness changes (b)

图 2 显示了改变样品 Pt(3)/[CoSiB(0.5)/Pt( $t_{Pt}$ )]<sub>2</sub> 周期层中 Pt 层厚度  $t_{Pt}$  时样品的霍尔曲线及对应的矫顽力( $R_{Hall}$ )和霍尔电阻( $H_c$ )变化曲线。从图 2 (a)可以看出,当 Pt 层厚度为 0.6~0.8 nm 时,样品霍尔电阻几乎不变,霍尔曲线矩形度随厚度的增加而逐渐增强。当其厚度增加至 1 nm 时样品呈现出良好的矩形度,对应的霍尔电阻达到了最大值,继续增加 Pt

层厚度,其霍尔电阻反而减小。这是因为随着 Pt 层厚度的增加,样品的分流效应逐渐增强,分流效应大于反常霍尔效应,导致样品总的霍尔电阻降低。另外,从图 2(b)中可以看出样品矫顽力受 Pt 层厚度变化的影响,随着厚度的增大,样品的矫顽力逐渐减小,当 Pt 层厚度超过 1 nm 时矫顽力减小趋势变缓。综合来看,当 Pt 层厚度为 1 nm 时样品的霍尔曲线矩形度较好,霍

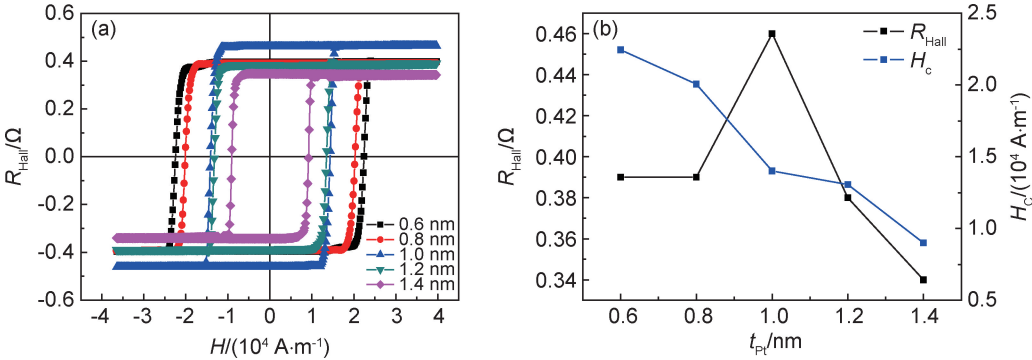


图 2 Pt(3)/[CoSiB(0.5)/Pt( $t_{Pt}$  = 0.6, 0.8, 1.0, 1.2, 1.4 nm)]<sub>2</sub> 的霍尔曲线(a)以及矫顽力和霍尔电阻分别随 Pt 层厚度改变的变化曲线(b)

Fig. 2 Hall curve of Pt(3)/[CoSiB(0.5)/Pt( $t_{Pt}$  = 0.6, 0.8, 1.0, 1.2, 1.4 nm)]<sub>2</sub> (a) and curves of coercivity and Hall resistance as Pt layer thickness changes (b)

尔电阻值最大,矫顽力也有较好的理想值。

除受周期层各层厚度变化的影响外,底层厚度的改变对样品的垂直磁各向异性也具有重要影响。这是

由于磁性多层膜的底层不仅能够与磁性层相互耦合产生界面磁各向异性<sup>[19]</sup>,其自身生长时的界面粗糙度和织构也会对周期层界面的质量和织构产生影响<sup>[20]</sup>。

因此,对于 CoSiB/Pt 多层膜来说,适当厚度的 Pt 底层对其磁性能有很重要的影响。图 3 显示了改变样品  $\text{Pt}(d_{\text{Pt}})/[\text{CoSiB}(0.5)/\text{Pt}(1)]_2$  中 Pt 底层厚度  $d_{\text{Pt}}$  时样品的霍尔曲线及对应的矫顽力( $R_{\text{Hall}}$ )和霍尔电阻( $H_{\text{C}}$ )变化曲线。从图 3(a)可以看到,当 Pt 底层厚度为 0.5 nm 时,多层膜的霍尔曲线过原点,垂直磁各向异性消失,这是由于底层太薄不能形成平整的界面,无法与磁性层相互耦合以及诱导周期层产生织构,即易磁化轴不再垂直于薄膜表面,PMA 消失。当底层厚度增加到 1 nm 时,能明显看到样品具有优良的 PMA,此时样品霍尔曲线呈现出良好的矩形

度,对应的霍尔电阻达到了最大值,界面效应明显。但是随着底层厚度的进一步增加,样品矩形度逐渐变差,霍尔电阻也逐渐减小,PMA 减弱。这是由于 Pt 底层越厚,其在霍尔效应的测量过程中的分流作用越大,导致了样品的 PMA 减弱。另外,从图 3(b)中可以看出 Pt 底层厚度对样品矫顽力有一定影响,随着厚度增加样品的矫顽力单调递增,当 Pt 底层厚度为 1 nm 时矫顽力值最小。这是因为 Pt 底层变厚诱导出了柱状晶粒结构,使得晶粒间交换耦合作用降低,矫顽力增大<sup>[21]</sup>。所以当  $d_{\text{Pt}}=1$  nm 时,样品具有最好的 PMA。

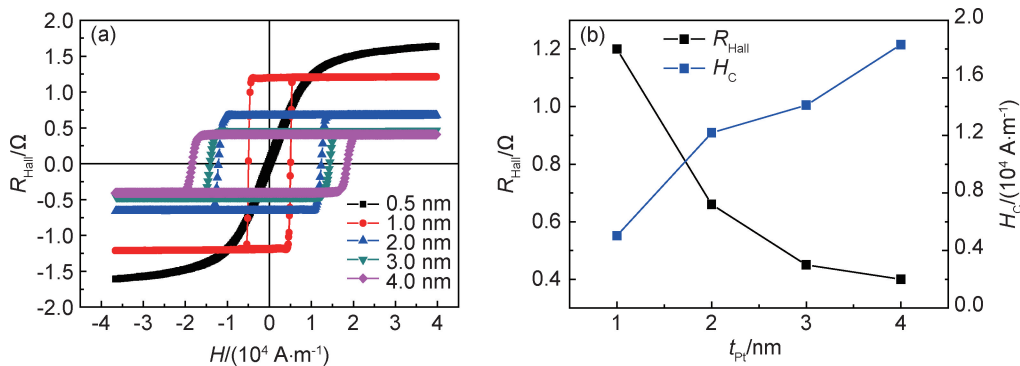


图 3  $\text{Pt}(d_{\text{Pt}}=0.5,1.0,2.0,3.0,4.0 \text{ nm})/[\text{CoSiB}(0.5)/\text{Pt}(1)]_2$  的霍尔曲线(a)以及矫顽力和霍尔电阻分别随 Pt 底层厚度改变的变化曲线(b)

Fig. 3 Hall curve of  $\text{Pt}(d_{\text{Pt}}=0.5,1.0,2.0,3.0,4.0 \text{ nm})/[\text{CoSiB}(0.5)/\text{Pt}(1)]_2$  (a) and curves of coercivity and Hall resistance as Pt buffer layer thickness changes (b)

经过以上实验和分析,获得最佳样品结构  $\text{Pt}(1)/[\text{CoSiB}(0.5)/\text{Pt}(1)]_2$ 。采用 BrukerD8 型 X 射线衍射仪得到该样品的 XRD 图谱,如图 4 所示,在  $2\theta=41^\circ$  附近存在较为明显的峰,说明 CoSiB/Pt 具有面心立方 fcc(111) 织构。在 Pt 和 Co 峰位置之间观察到 CoSiB/Pt 多层膜中的单个 fcc(111) 峰,它被认为是 Pt fcc(111) 和 Co fcc(111) 峰的重叠。根据相关文献报道,在 Pt 底层的 Co/Pt 多层膜中,Pt 底层的(111)衍射峰位于  $39.8^\circ$ ,而 Co/Pt 周期层的(111)衍射峰位于  $41^\circ$ <sup>[22]</sup>,实验结果与其相符,说明样品中 CoSiB/Pt 的 fcc(111) 织构实际上是多层膜中 Co/Pt 形成的,进而使得样品具有强的 PMA。这是由于适合厚度的 Pt 底层形成了较为平整的界面,具有较好的(111) 织构,进而能够与 CoSiB/Pt 周期层相互耦合使得周期层中 Co/Pt 诱导出 fcc(111) 织构,同时提高了周期层界面的质量。另外,通过对周期层中 CoSiB/Pt 厚度的优化,对应于多层膜中 Co/Pt 的(111)取向增强,大部分位置的晶格取向一致,使得衍射峰明显。由此可见,样品性能的变化源于微结构的改变,通过调控 Pt 底层及周期层厚度,样品的(111) 织构增强,界面耦合增强,导

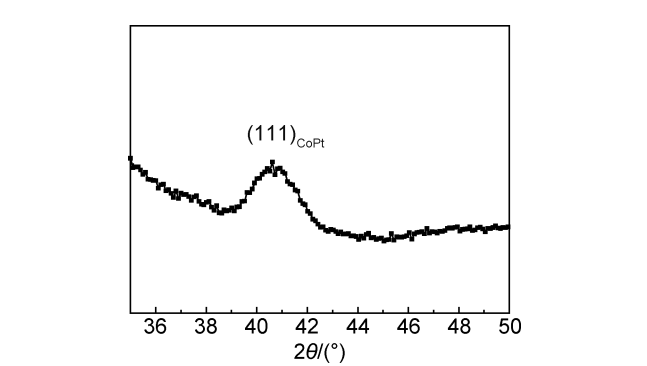


图 4 样品  $\text{Pt}(1)/[\text{CoSiB}(0.5)/\text{Pt}(1)]_2$  的 XRD 图谱

Fig. 4 XRD pattern of sample  $\text{Pt}(1)/[\text{CoSiB}(0.5)/\text{Pt}(1)]_2$

致样品整体上具有良好的垂直磁各向异性。利用 VersaLab 多功能振动样品磁强计对最佳样品的磁性能进行测试分析。图 5 为磁场垂直和平行于膜面时测得的最佳样品归一化后的磁滞回线。从图 5 (a)中可以看出,其矫顽力为  $3.1 \times 10^3 \text{ A}\cdot\text{m}^{-1}$ ,保证了样品良好的 PMA,其数值与之前测得的霍尔曲线中的矫顽力相同。通过对有效磁各向异性常数  $K_{\text{eff}}$  值的比较来判断薄膜的 PMA 强弱。图 5(b)中测得过原点



的磁滞回线饱和磁场  $H_k$  为  $2.5 \times 10^5 \text{ A} \cdot \text{m}^{-1}$ , 其  $K_{\text{eff}}$  值则需先测量样品难轴方向和易轴方向的磁滞回线之后再积分处理得到, 计算结果为  $5.11 \times 10^4$

$\text{J} \cdot \text{m}^{-3}$ . 由  $K_{\text{eff}}$  值  $> 0$ , 可知多层膜具有 PMA 特征, 且这些参数都充分证明了样品具有较强的界面各向异性, 因此其具有很好的 PMA。

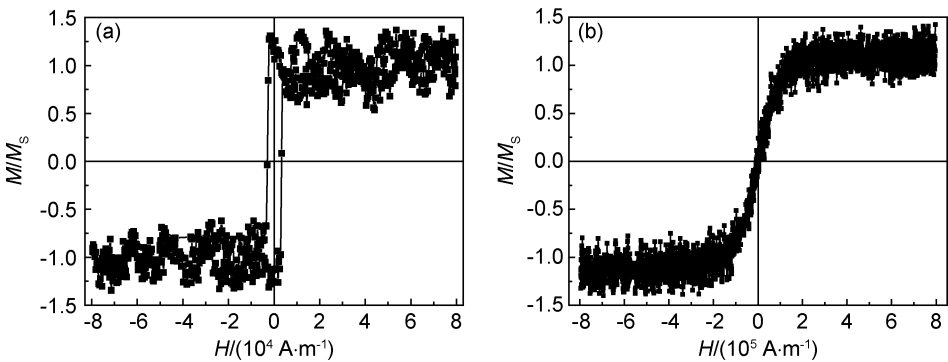


图 5 磁场垂直(a)和平行(b)于样品  $\text{Pt}(1)/[\text{CoSiB}(0.5)/\text{Pt}(1)]_2$  膜面时测得的最佳样品归一化后的磁滞回线  
Fig. 5 Hysteresis loops of the best normalized sample measured when the magnetic field is perpendicular(a) and parallel(b) to the sample  $\text{Pt}(1)/[\text{CoSiB}(0.5)/\text{Pt}(1)]_2$  at the film surface

对最佳样品  $\text{Pt}(1)/[\text{CoSiB}(0.5)/\text{Pt}(1)]_2$  进行热处理(在 100, 200, 300  $^{\circ}\text{C}$  和 400  $^{\circ}\text{C}$  下退火 1 h), 分析其热稳定性。图 6 为样品在不同温度下退火处理之后, 磁场垂直和平行于膜面的归一化磁滞回线, 图 7 为样品矫顽力  $H_c$  和有效磁各向异性常数  $K_{\text{eff}}$  随温度变化曲线图。从图 6 中可看出, 在温度小于 300  $^{\circ}\text{C}$  时, 样品仍具有良好的磁滞回线, 且矫顽力和有效磁各向异性

随着温度的升高而逐渐增大, 其中当退火温度在 200  $^{\circ}\text{C}$  时  $H_c$  和  $K_{\text{eff}}$  均达到最大值, 分别为  $4.78 \times 10^3 \text{ A} \cdot \text{m}^{-1}$  和  $1.0 \times 10^5 \text{ J} \cdot \text{m}^{-3}$ 。当退火温度继续升高时,  $H_c$  和  $K_{\text{eff}}$  均又逐渐降低, 在温度达到 400  $^{\circ}\text{C}$  时, 矫顽力急剧减小, 垂直磁各向异性消失。这是由于过高的温度导致严重的界面扩散和合金效应, 破坏了界面垂直磁各向异性, 从而使其 PMA 明显变差<sup>[23]</sup>。综上所述, 在

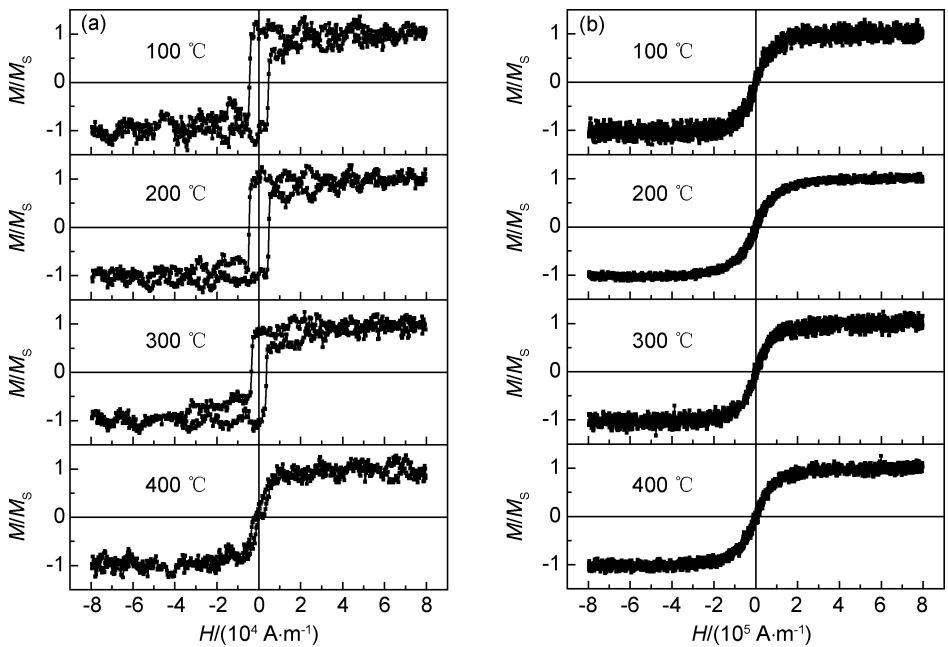


图 6  $\text{Pt}(1)/[\text{CoSiB}(0.5)/\text{Pt}(1)]_2$  在不同温度下退火处理 1 h 之后磁场垂直(a)和平行(b)于膜面的归一化磁滞回线

Fig. 6 Normalized hysteresis loop of the magnetic field perpendicular (a) and parallel (b) to the film surface of sample  $\text{Pt}(1)/[\text{CoSiB}(0.5)/\text{Pt}(1)]_2$  after annealing at different temperatures for 1 h

适当温度下进行热处理有助于提高多层膜的 PMA。  
为了进一步探究热稳定性对多层膜垂直磁各向异

性的影响, 本工作利用 XRD 测试表征了热处理(退火)后多层膜的结构性质。图 8 显示了样品  $\text{Pt}(1)/$

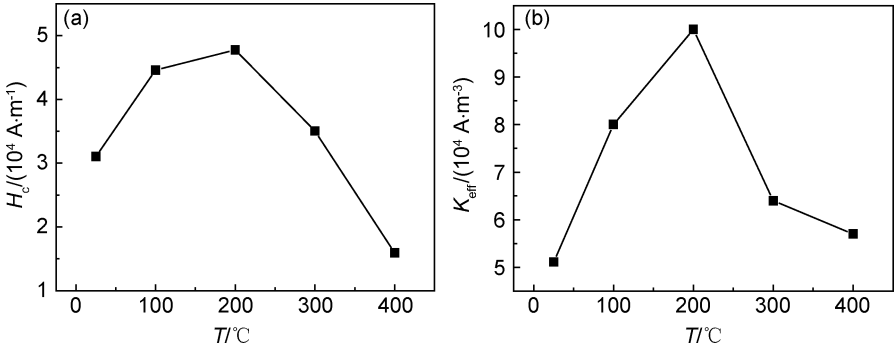


图 7 Pt(1)/[CoSiB(0.5)/Pt(1)]<sub>2</sub> 的矫顽力  $H_c$ (a)和有效磁各向异性常数  $K_{\text{eff}}$ (b)随温度变化曲线  
Fig. 7 Curves of coercivity  $H_c$ (a) and the effective magnetic anisotropic constant  $K_{\text{eff}}$ (b) with temperature of Pt(1)/[CoSiB(0.5)/Pt(1)]<sub>2</sub>

[CoSiB(0.5)/Pt(1)]<sub>2</sub> 分别在 100, 200, 300 和 400  $^\circ\text{C}$  退火 1 h 后, CoSiB/Pt 多层膜的 XRD 图谱。由图可见, 样品经过温度低于 400  $^\circ\text{C}$  的退火后, 在  $2\theta=41^\circ$  附近仍存在较为明显的峰, 该峰为 Co/Pt 的 fcc(111) 织构, 样品显示出良好的热稳定性。在退火温度为 100~200  $^\circ\text{C}$  时, fcc(111) 峰的强度逐渐增大, 200  $^\circ\text{C}$  时达到了最大值, 这是因为合适的退火温度使得多层膜的界面变得更为明晰, 界面处的元素进行重组进而生长从无序变为有序, 有利于样品(111)织构的增强。此时样品具有较好的结晶度, 界面形成较强的(111)织构, 使薄膜具有强 PMA。随着退火温度继续升高, 峰强又逐渐减小, 这是由于过高的温度破坏了多层膜的界面从而导致层间扩散, 且层间扩散程度会随着退火温度的升高而增加, 界面变得模糊, 产生的合金化效应最终会使得多层膜失去垂直磁各向异性。

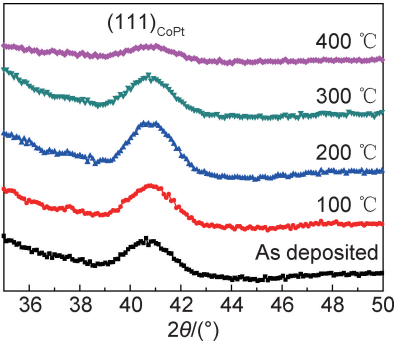


图 8 样品 Pt(1)/[CoSiB(0.5)/Pt(1)]<sub>2</sub> 在不同温度退火 1 h 之后的 XRD 图谱

Fig. 8 XRD patterns of sample Pt(1)/[CoSiB(0.5)/Pt(1)]<sub>2</sub> after annealing at different temperatures for 1 h

3 结论

(1) 对 CoSiB/Pt 多层膜 Pt 底层及周期层中

CoSiB 层、Pt 层的厚度进行调制, 获得了具有良好 PMA 的最佳样品结构 Pt(1)/[CoSiB(0.5)/Pt(1)]<sub>2</sub>。  
(2) 对最佳样品进行 XRD 图谱分析和磁滞回线测量, 发现样品具有明显的(111)<sub>CoPt</sub>衍射峰, 样品界面形成了较好的(111)织构, 界面耦合增强, 同时获得的有效各向异性  $K_{\text{eff}}$  值达到  $5.11 \times 10^4 \text{ J}\cdot\text{m}^{-3}$ , 充分证明了样品具有良好的 PMA。  
(3) 薄膜的热稳定性分析表明, 当退火温度为 200  $^\circ\text{C}$  时, 样品的  $K_{\text{eff}}$  值达到最大值  $1.0 \times 10^5 \text{ J}\cdot\text{m}^{-3}$ , 是未退火样品  $K_{\text{eff}}$  值的 2 倍; 当退火温度继续升高时, 其垂直磁各向异性会逐渐变差。另外, 样品在 200  $^\circ\text{C}$  时退火处理后, (111)<sub>CoPt</sub> 峰强度显著增强, 界面形成了较强的(111)织构, 薄膜具有强 PMA。说明最佳样品结构 Pt(1)/[CoSiB(0.5)/Pt(1)]<sub>2</sub> 具有良好的热稳定性, 同时合适的退火温度有利于提高样品的 PMA。

参考文献

[1] TAO B, BARATE P, DEVAUX X, et al. Atomic-scale understanding of high thermal stability of the Mo/CoFeB/MgO spin injector for spin-injection in remanence[J]. *Nanoscale*, 2018, 10 (21):10213-10220.  
[2] ZHANG S, SU Y, LI X, et al. Spin-orbit-torque-driven multilevel switching in Ta/CoFeB/MgO structures without initialization [J]. *Applied Physics Letters*, 2019, 114(4):0424010-0424014.  
[3] IKEDA S, MIURA K, YAMAMOTO H, et al. A perpendicular-anisotropy CoFeB-MgO magnetic tunnel junction[J]. *Nature Mater*, 2010, 9(9):721-724.  
[4] 姜寿亭, 李卫. 凝聚态磁性物理[M]. 北京: 科学出版社, 2003. JIANG S T, LI W. *Condensed matter magnetic physics*[M]. Beijing: Science Press, 2003.  
[5] BARMACK K, KIM J, LEWIS L H, et al. On the relationship of magnetocrystalline anisotropy and stoichiometry in epitaxial L1<sub>0</sub> CoPt(001) and FePt(001) thin films[J]. *Journal of Applied Physics*, 2005, 98(3):33904.  
[6] LEE C M, YE L X, LEE J M, et al. Ultrathin (Gd, Tb)-FeCo

- films with perpendicular magnetic anisotropy[J]. *IEEE Transactions on Magnetics*, 2009, 45(10):3808-3811.
- [7] JUNG S, YIM H. Dependence of the magnetic properties in CoSiB/Pd multilayers on the number of repetitions[J]. *Journal of the Korean Physical Society*, 2016, 69(12):1810-1812.
- [8] JUNG S, KIM T, YIM H. Perpendicular magnetic anisotropy in CoSiB/Pd/CoSiB trilayer thin films with varying Pd-layer thicknesses[J]. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, 2015, 15(11):8739-8742.
- [9] JUNG S, PARK J, YIM H, et al. Annealing effects on the properties of amorphous CoSiB/Pt multilayer films with perpendicular magnetic anisotropy[J]. *Journal of the Korean Physical Society*, 2014, 64(1):89-92.
- [10] JUNG J H, LIM S H, LEE S R. Perpendicular magnetic anisotropy properties of CoFeB/Pd multilayers[J]. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, 2011, 11(7):6233-6236.
- [11] 程鹏,王洪信,俱海浪,等. 不同底层对 CoFeB/Pt 多层膜垂直磁各向异性的影响研究[J]. *电子元件与材料*, 2016, 35(12):17-20.
- CHENG P, WANG H X, JU H L, et al. Perpendicular magnetic anisotropy in CoFeB/Pt multilayers with different underlayers[J]. *Electronic Components and Materials*, 2016, 35(12):17-20.
- [12] 俱海浪,王洪信,程鹏,等. 磁性多层膜 CoFeB/Ni 的垂直磁各向异性研究[J]. *物理学报*, 2016, 65(24):181-186.
- JU H L, WANG H X, CHENG P, et al. Perpendicular magnetic anisotropy study of CoFeB/Ni multilayers by anomalous Hall effect [J]. *Acta Physica Sinica*, 2016, 65(24):181-186.
- [13] JOHNSON M T, BLOEMEN P J H, BROEDER F J A D, et al. Magnetic anisotropy in metallic multilayers[J]. *Reports on Progress in Physics*, 1996, 59(11):1409-1458.
- [14] JUNG S, YIM H, YOON J. Amorphous ferromagnetic CoSiB/Pd multilayer with perpendicular magnetic anisotropy[J]. *Journal of the Korean Physical Society*, 2013, 62(1):10-13.
- [15] YIM H I, PARK J S, HWANG J Y, et al. Perpendicular magnetic anisotropy of CoSiB/Pt multilayers[J]. *Journal of the Korean Physical Society*, 2010, 57(6):1672-1674.
- [16] JEONG S, YIM H I. Perpendicular magnetic anisotropy of amorphous ferromagnetic CoSiB/[Pt,Au]multilayer[J]. *Journal of the Korean Physical Society*, 2012, 60(3): 450-453.
- [17] CHEN J Y, THIYAGARAJAH N, RODE K, et al. Magnetization switching and Hall effect in Co/Pt-based pseudo spin-valves with perpendicular magnetic anisotropy[J]. *IEEE Transactions on Magnetics*, 2014, 50(11):1-4.
- [18] 卢学鹏,俱海浪,刘帅,等. CoSiB/Pd 多层膜垂直磁各向异性及热稳定性的研究[J]. *稀有金属*, 2018, 42(10):1045-1059.
- LU X P, JU H L, LIU S, et al. Perpendicular magnetic anisotropy and thermal stability in CoSiB/Pd multilayers [J]. *Rare Metals*, 2018, 42(10):1054-1059.
- [19] KNEPPER J W, YANG F Y. Oscillatory interlayer coupling in Co/Pt multilayers with perpendicular anisotropy [J]. *Physical Review:B*, 2005, 71(22):2244031-2244034.
- [20] TSUNASHIMA S, HASEGAWA M, NAKAMURA K, et al. Perpendicular magnetic anisotropy and coercivity of Pd /Co and Pt /Co multilayers with buffer layers[J]. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1991, 93(93): 465-468.
- [21] 盛伟. 磁记录用 Co/Pd 多层膜及比特图纹介质的研究[D]. 兰州:兰州大学, 2013.
- SHENG W. Studies of Co/Pt multilayers and bit-patterned media for magnetic recording application[D]. Lanzhou: Lanzhou University, 2013.
- [22] HONDA N, TSUCHIYA T, SAITO S, et al. Low-temperature deposition of Co/Pt film with high-perpendicular magnetic anisotropy by layer stacking sputtering[J]. *IEEE Transactions on Magnetics*, 2014, 50(11):1-4.
- [23] 朱艳燕. 磁性多层膜的垂直磁各向异性及巨磁电阻效应研究[D]. 上海:复旦大学, 2013.
- ZHU Y Y. Perpendicular magnetic anisotropy and giant magnetoresistance effect of magnetic multilayer[D]. Shanghai: Fudan University, 2013.

**基金项目:**北京市教育委员会 2018 科技计划重点项目(KZ201810011013); 北京工商大学科研团队建设项目(19005902016);2020 年研究生科研能力提升计划项目(2020-001)

**收稿日期:**2020-01-13;**修订日期:**2020-04-26

**通讯作者:**李宝河(1972—),男,教授,博士,研究方向为磁性功能薄膜材料,联系地址:北京市海淀区北京工商大学理学院(100048),E-mail: libh@btbu.edu.cn

(本文责编:宗希宽)