

Co 基赫斯勒合金研究进展

许铭扬¹, 李明华¹, 张 垚¹, 刘沛桥¹, 李 阔¹, 王东伟², 于广华¹

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院 材料物理与化学系, 北京 100083)

(2. 中国科学院 纳米标准与检测重点实验室 国家纳米科学中心, 北京 100190)

摘要: Co 基赫斯勒合金是一类具有高度有序晶体结构的金属间化合物, 其化学组成常用 Co_2XY 表示, 其中 X 为过渡金属元素, Y 为主族元素。相比于其他材料, 它具有更高的自旋极化率、更高的居里温度以及更低的阻尼因子。基于这些优良特性使得 Co 基赫斯勒合金在自旋阀、隧道结及半导体自旋场效应管等自旋电子学器件中具有巨大的应用前景。本文回顾了近年来国际上关于 Co 基赫斯勒合金在垂直磁各向异性和自旋轨道转矩上的研究, 从合金成分、微观结构、磁性层的厚度、缓冲层的材料、氧化物层的材料、元素扩散等方面总结了垂直磁各向异性和自旋轨道转矩的影响因素。对垂直磁各向异性和自旋轨道转矩的影响因素的总结有助于更好地理解其深层物理机制以及在未来研究中的挑战与前景。

关键词: Co 基赫斯勒合金; 垂直磁各向异性; 自旋轨道转矩; 影响因素

中图分类号: TG146.1+6

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)05-1471-15

近年来, 随着自旋电子学的发展, 自旋电子器件正被不断完善, 其相对于传统器件的优势已经越来越突出和明显。基于自旋极化电子操纵的自旋电子器件, 在信息存储方面有着诸多的优点, 比如存储运算速度快、尺寸小巧、耗能少等^[1]。自旋电子学器件通常被分为以下3类: 第一类是巨磁电阻 (giant magnetoresistance, GMR); 第二类是磁隧道结 (magnetic tunnel junctions, MTJs); 第三类是铁磁/半导体异质结构^[2]。

其中基于 MTJs 的自旋轨道转矩 (spin orbit torque, SOT) 和自旋转移矩 (spin transfer torque, STT) 基磁随机存储器 (magnetoresistive random-access memory, MRAM), 是一种非易失性和非破坏性的存取存储器, 具有读写速度快、存储密度高、可靠性高等优点, 由于其优良的综合性能, 被认为是最有前景的新型存储器^[1]。但目前已经商用的 STT-MRAM 器件仍存在一定弊端, 由于 STT-MRAM 的写入和读取工作都要有电流流过磁隧道结 (MTJs), 而隧道结中的隧穿氧化层很薄非常脆弱, 多次重复读取会降低隧穿层的寿命, 影响 STT-MRAM 的可靠性, 同时 STT-MRAM 的临界翻转电流较高, 能量效率较低^[3]。而由自旋轨道转矩加持的最新一代 SOT-MRAM 因具有独立的读写通道, 大大提升了隧穿氧化层的寿命, 在增强器件可靠性的同时还提高了器件的运行速度、降低了器件的功耗^[3-4]。目前大家普

遍接受的 SOT 产生机制有 2 种, 分别是来自于重金属层的自旋霍尔效应 (spin Hall effect, SHE)^[5-7] 和重金属 (heavy metal, HM)/铁磁金属 (ferromagnetic metal, FM)/Oxide 界面对称性破缺引起的拉什巴效应^[8-11]。由上述机制产生的 SOT 在电流诱导磁化翻转^[12-14] 和高速畴壁运动^[5,8] 中得到了广泛应用。而 2 种机制产生了 2 种不同的 SOT, 分别为类阻尼矩和类场矩^[15-16]。其中类阻尼矩直接作用于磁化翻转, 翻转的难易与 HM/FM 异质结中的有效自旋霍尔角直接相关^[17]。目前国际上的许多研究都致力于增加异质结中的自旋霍尔角, 进而提高 MRAM 中 SOT 效率。

为了实现纳米尺度磁隧道结的可扩展性, 实现磁化翻转所施加的临界电流密度 (J_c) 应当较低, 并且热稳定性应该较高。其中临界电流密度的降低主要通过增强铁磁层垂直磁各向异性、减小铁磁层阻尼系数来实现^[18-19]。而 Co 基赫斯勒合金正是应用于 STT/SOT-MRAM 的理想材料。与其它铁磁性材料相比, Co 基赫斯勒合金具有更高的自旋极化率、更高的居里温度、室温下更高的隧穿电阻率和更低的阻尼系数。也正是基于这些优良特性使得 Co 基赫斯勒合金在国际上得到了研究人员的广泛关注^[20]。

目前, 国际上有许多文献报道了 Co 基赫斯勒合金的一些性能, 但是目前仍没有文章系统地、全面地介绍

收稿日期: 2023-11-27

基金项目: 国家重点研发计划 (2019YFB1309900); 北京市自然科学基金 (2182037)

作者简介: 许铭扬, 男, 1997 年生, 硕士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, E-mail: g20198464@xs.ustb.edu.cn

Co 基赫斯勒合金性能的调控手段, 以及不同调控手段下性能的对比。同时由于 SOT 的研究是以垂直磁各向异性 (perpendicular magnetic anisotropy, PMA) 为基础, 即体系具备 PMA 后, 才便于展开后续的 SOT 研究。因此, 本文回顾了近年来国际上关于的 Co 基赫斯勒合金在 PMA 和 SOT 上的研究, 并从合金成分、微观结构、磁性层的厚度、缓冲层的材料、氧化物层的材料, 元素扩散等方面总结了垂直磁各向异性和自旋轨道转矩的影响因素, 为 Co 基赫斯勒合金后续研究提供一定的参考。

1 赫斯勒合金

1.1 赫斯勒合金的半金属性

形成赫斯勒合金的组合超过 2500 种, 据理论计算, 其中有几十种合金已被报道成为半金属铁磁体。所有金属磁性材料在费米能级都表现出自旋不平衡。多数自旋带比少数自旋带具有更大的态密度。典型的磁性材料态密度图如图 1 所示^[21]:

自旋极化定义为费米能级上下自旋电子的态密度之比:

$$P = \frac{D_{up} - D_{down}}{D_{up} + D_{down}} \quad (1)$$

公式中的 P 表示自旋极化率, D_{up} 和 D_{down} 分别表示自旋向上和自旋向下的态密度。

如图 1 所示, $P=0$ 时为顺磁材料, $P<1$ 时为铁磁性材料, $P=1$ 时为半金属性材料。具有 100% 自旋极化传导电子的材料, 其费米能级位于上自旋或下自旋通道中的能带间隙。

然而由于能带间隙十分狭窄, 在实际中赫斯勒合金的自旋极化率受温度影响很大。在室温下, 一些赫斯勒合金的自旋极化率不能实现 100%, 通过调整各元素的掺杂含量可以改变费米能级的位置, 优化其热稳定性。例如在关于 $Co_2FeAl_{1-x}Si_x$ 的研究中表明, 赫斯勒合金中

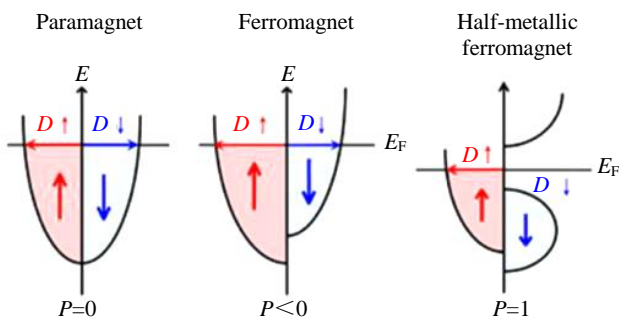


图 1 几种材料类型的态密度示意图

Fig.1 Schematic diagrams of the density of states of several material types^[21]

Al 和 Si 的不同含量会影响费米能级的位置, 进而影响合金各项性能, 见图 2^[22]。当 $x \geq 0.5$ 时, $Co_2FeAl_{1-x}Si_x$ 可以呈现出 L2₁ 结构, 当 Al 的含量增大时呈现为 B2 结构; $x \geq 0.5$ 时体系结构和磁性更稳定; $x \approx 0.5$ 时, 其为半金属性赫斯勒合金 $Co_2FeAl_{0.5}Si_{0.5}$, 其费米能级处于少数能隙的中间位置。在室温下 $Co_2FeAl_{0.5}Si_{0.5}$ 的自旋极化率约为 91%, 并且在室温附近的自旋极化中展现出最小的温度依赖性^[23-24]。

尽管大部分赫斯勒合金已经被证明具有半金属性, 但其薄膜仍然受到界面原子无序的影响, 分别与磁性隧道结或巨磁阻结中的相邻隧道势垒或非磁性间隔物相抵触。为了进一步改善其性能, 优化生长条件和选择更好的缓冲层或阻挡层/间隔层是至关重要的。这种改进还能够为实现器件小型化而引入垂直磁各向异性^[25]。

1.2 赫斯勒合金的晶体结构

Co 基赫斯勒合金作为一个高熔点金属家族, 主要具有 3 种结构: 全有序 L2₁ 结构、有序 B2 结构和无序 A2 结构, 结构示意图如图 3。Co 基赫斯勒合金的自旋极化随着其结构从 L2₁ 转变为 A2 而降低。L2₁ 型结构的总磁矩也大于 B2 型结构。同时 L2₁ 结构的 Co 基赫斯勒合金理论上具有 100% 的自旋极化, 因此其具有提高自旋电子器件性能的潜力。Co 基赫斯勒合金的高自旋极化能够实现更有效的自旋相关散射, 从而使自旋电子器件具有更高的信噪比。

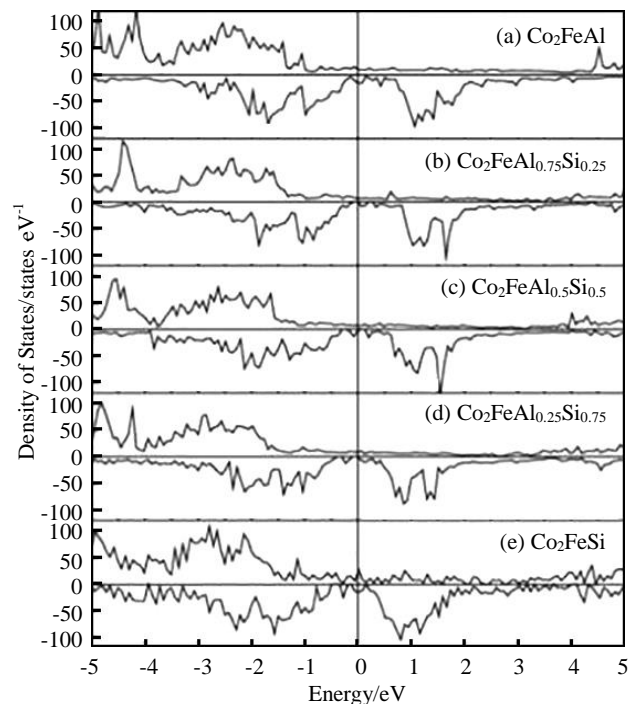


图 2 $Co_2FeAl_{1-x}Si_x$ 的能态密度

Fig.2 Energy state density of $Co_2FeAl_{1-x}Si_x$ ^[22]

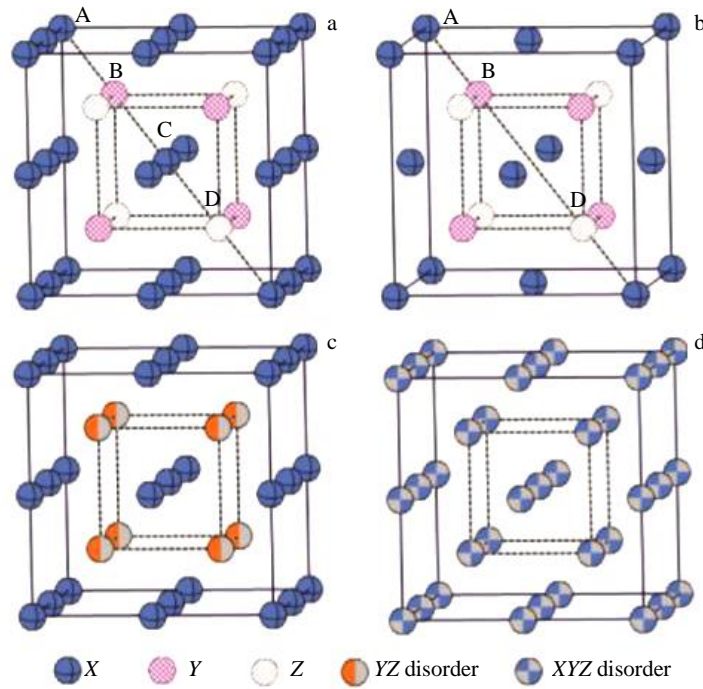


图 3 赫斯勒合金结构的不同构型

Fig.3 Different configurations of Heusler alloy structure: (a) highly ordered L₂₁ structure, (b) half Heusler C_{1b} structure, (c) B2 structure randomly occupied by B and D positions, and (d) A2 structure randomly occupied by A, B, C, D positions

2 赫斯勒合金的 PMA 研究

一般来说, 由于 Co 基赫斯勒合金的立方结构使得其磁晶各向异性较低, 因此在 Co 基赫斯勒合金薄膜中实现 PMA 具有一定的挑战性。但 Co 基赫斯勒合金系统中有高磁阻效应, 自旋极化率也很高, 因此 Co 基赫斯勒合金的 PMA 是非常值得研究的。

目前有许多研究表明在重金属/Co 基赫斯勒合金/MgO 多层结构中存在 PMA。此类结构的 PMA 主要来源于 Co 基赫斯勒合金/MgO 界面, 由界面处 Co(Fe) 3d 和 O 2p 轨道杂化诱导产生的界面磁各向异性克服了面内形状各向异性, 进而促进了体系的面外磁化。目前能够获得 PMA 性能的 Co 基赫斯勒合金主要有: Co₂FeAl(CFA)、Co₂FeAl_{0.5}Si_{0.5}(CFAS)、CoFeSi、CoMnSi、CoCrFeAl 等。对于 Co 基赫斯勒合金/MgO 体系来说, Co 基赫斯勒合金层起着十分重要的作用, 但是其体系内所选择的缓冲层、氧化物层及保护层对体系 PMA 也有很大影响。因此接下来, 将从这几个方面分别阐述近年来 Co 基赫斯勒合金 PMA 的研究进展。

2.1 对于缓冲层的研究

目前的研究中, 能够诱导 Co 基赫斯勒合金实现 PMA 的缓冲层有很多, 最常用的有 Pt、Pd、W、Ta、Ru、Cr 等。表 1 是几种常见缓冲层在 Co 基赫斯勒合金

表 1 赫斯勒合金的几种常见缓冲层及其 K_{eff}

Table 1 Several common buffer layers of Heusler alloy and their K_{eff}

$K_{\text{eff}}/\times 10^6 \text{ erg cm}^{-3}$	Pt	Pd	Cr	Ru	Mo	Ta
CFA	1.3	-	2.0	3.1	1.67	4.5
CFAS	2.7	1.3	-	-	0.46	-

Note: K_{eff} —effective anisotropic energy constant

中的 K_{eff} 值。可以从中看出, 无论采用不同缓冲层诱导相同 Co 基赫斯勒合金, 还是采用相同缓冲层诱导不同 Co 基赫斯勒合金, 他们之间的 PMA 性能都相差很大。

缓冲层可以从多个方面影响体系的 PMA。第一, 缓冲层会直接影响生长在其上铁磁层的晶体结构和取向。例如 Cr、Ru 等缓冲层和 Co 基赫斯勒合金的晶格匹配度非常好, 有利于铁磁层的结晶; 第二, 缓冲层本身和 Co、Fe 发生相互作用可以诱导 PMA。例如 Pt、Pb 等重金属和铁磁层可能发生合金化效应, 形成的 Pt(Pb)Co 合金能够诱导 PMA^[26]; 第三, 不同的缓冲层的扩散能力有所差别。扩散能力较好的缓冲层如 Ta 会与 Co 基赫斯勒合金层会发生一定程度的互混, 这对 PMA 的性能有负面作用; 第四, 缓冲层与 O 的相互作用会影响到 Co 基赫斯勒合金/MgO 界面处 Co、Fe 和 O 的轨道杂化。缓冲层的厚度和不同缓冲层对 O 的吸附能力都会改变体系内 O

元素的分配，这会起到调控体系 PMA 的作用^[34]。

2.1.1 缓冲层对 Co 基赫斯勒合金晶体结构的影响

Wen^[26]等人采用 Pt 作 CFA/MgO 体系的缓冲层并通过改变 Pt 缓冲层的生长取向来调控体系的 PMA。在该研究中可使体系的 K_{eff} 达到 $1.3 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$ ，其实现 PMA 的 CFA 厚度范围为 2~2.5 nm。Pt/CFA/MgO 体系制备态下就可以实现 PMA，并且在 200 °C 退火后仍能保持 PMA。

图 4 展示了在不同温度下沉积 Pt 缓冲层的 MgO(001)/Pt(18 nm)/CFA(0.8 nm)/Pt(3 nm) 体系的磁滞回线。当 Pt 缓冲层在室温下沉积时，Pt 缓冲层具有(111)取向，多层膜表现为 PMA；如果在稍高温下沉积 Pt

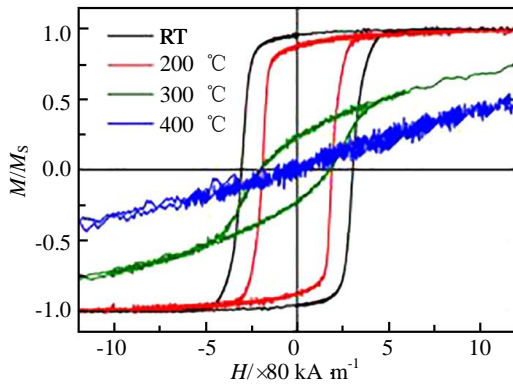


图 4 具有不同溅射温度 Pt 缓冲层 MgO(001)/Pt(18 nm)/CFA(0.8 nm)/Pt(3 nm) 体系的磁滞回线

Fig.4 *M-H* curves of MgO(001)/Pt(18 nm)/CFA(0.8 nm)/Pt(3 nm) trilayer films with different sputtering temperatures of Pt underlayer^[26]

缓冲层，会迅速出现 Pt(001)取向，该取向不利于体系产生 PMA，使体系 PMA 性能恶化；当 Pt 缓冲层在 400 °C 甚至更高的温度下沉积时，Pt(111)取向完全消失，Pt 全部以(001)取向生长，体系表现为面内磁各向异性。因此作者认为，体系的磁各向异性对缓冲层的晶体取向是非常敏感的。Pt(111)有利于垂直磁各向异性；而 Pt(001) 有利于面内磁各向异性。

Li^[27]等人 Pt/CFAS/MgO 结构中也实现了很强的 PMA， K_{eff} 最高可达 $2.7 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$ 。同时该体系热稳定性极佳，在 400 °C 仍能保持较好的 PMA 性能，可以满足器件制备的热退火要求，如图 5 所示^[27]。此外，CFAS(4.8 nm)/MgO(2 nm) 样品能在 300 °C 退火后也表现出强烈 PMA，是目前 Co 基赫斯勒薄膜实现 PMA 的最大厚度。在退火后的 4.8 nm CFAS 薄膜中，可以观察到无序 A2、有序 B2 和全有序 L2₁ 结构的共存。完全有序的 L2₁ 相的存在使得体系的 M_s 较高，热稳定性较好，同时 L2₁ 相有利于实现自旋极化。因此 CFAS 层的结晶有利于体系实现全自旋极化和良好的热稳定性。

Sukegawa 等人^[28]和 Hadorn 等人^[29]采用 Cr 作缓冲层也能够诱导 CFA 体系实现 PMA。与 Pt 作缓冲层，Cr 作缓冲层能够诱导 CFA 产生更强的 PMA，体系 K_{eff} 达到 $2 \times 10^6 \sim 3 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$ ，同时实现 PMA 的 CFA 厚度在 1 nm 左右，最高退火温度达到 350 °C；Cr 与 CFA 的匹配度非常好，Cr/CFA 界面光滑。在 Cr 缓冲层上生长的 CFA 可以形成完美的 B2 结构。图 6 是 Cr/CFA 的 STEM 照片，图中可以看出 Cr 与 CFA 晶格匹配度十分完美。

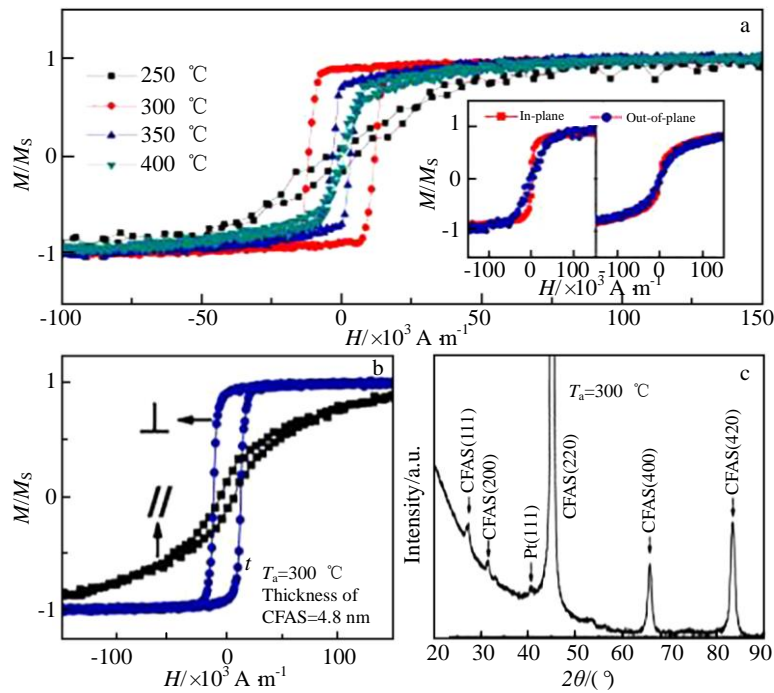


图 5 Pt/CFAS/MgO 的 *M-H* 及 XRD 图谱

Fig.5 *M-H* curves (a, b) and XRD pattern (c) of Pt/CFAS/MgO^[27]

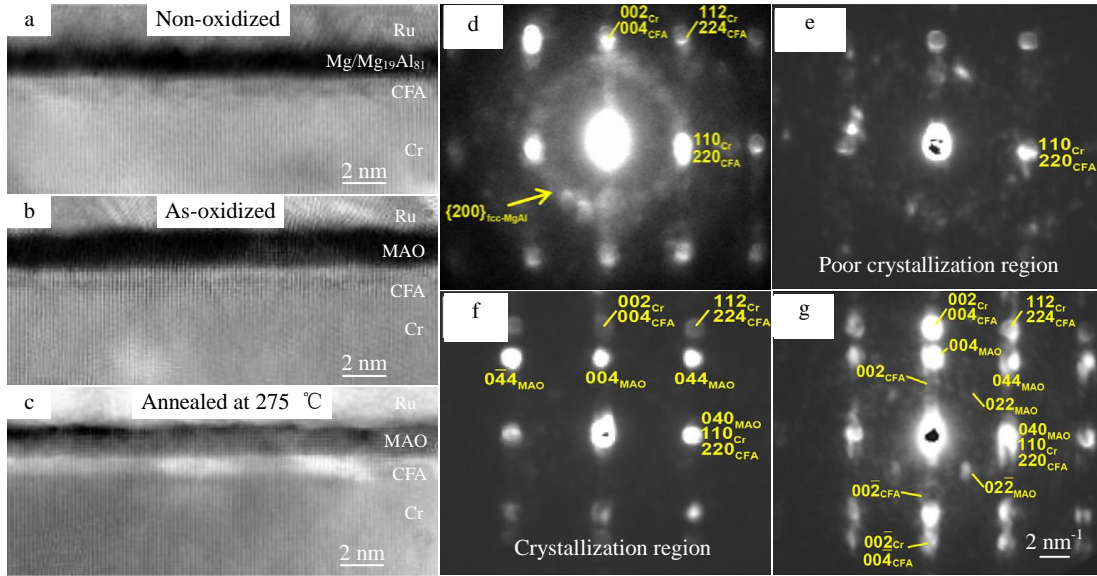


图 6 不同处理手段下多层膜微观结构的 STEM 照片

Fig.6 STEM images of multilayer stack microstructure at different processing stages: (a) non-oxidized, (b) as-oxidized, and (c) annealed at 275 °C; NBED patterns taken near CFA/MAO interface of non-oxidized (d), as-oxidized (e-f), and 275 °C annealed samples (g)^[29]

而 Wen^[30]等人用 Ru 作缓冲层, 使体系 PMA 进一步增加, K_{eff} 能达到 $3 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$, 热稳定性也有所提升, 最高退火温度达到了 400 °C。室温下的穿隧磁阻效应 (tunnel magneto resistance, TMR) 为 132%, 也大于 Cr 作缓冲层的 91%。Ru 和 CFA 之间的晶格匹配也非常好。在 MgO(001)衬底上生长的 Ru 层为六方最密堆积(hcp), 具有 Ru(0223)晶体取向。在 Ru 缓冲层上生长

的 CFA 薄膜具有 B2 结构的(001)取向, 其中 Fe 原子和 Al 原子可以相互替换, 随机占据体心位置, Co 原子占据的顶点位置。MgO、Ru 和 CFA 之间晶格关系的示意图如图 7。具有 hcp 结构的 Ru 缓冲层, 具有 4 重对称性和高磁性异质结构晶体指数, 特别适用于在半金属赫斯勒合金的垂直各向异性薄膜的生长。

Frost 等人^[31]将衬底温度提高到 335 K 时, 使用 W

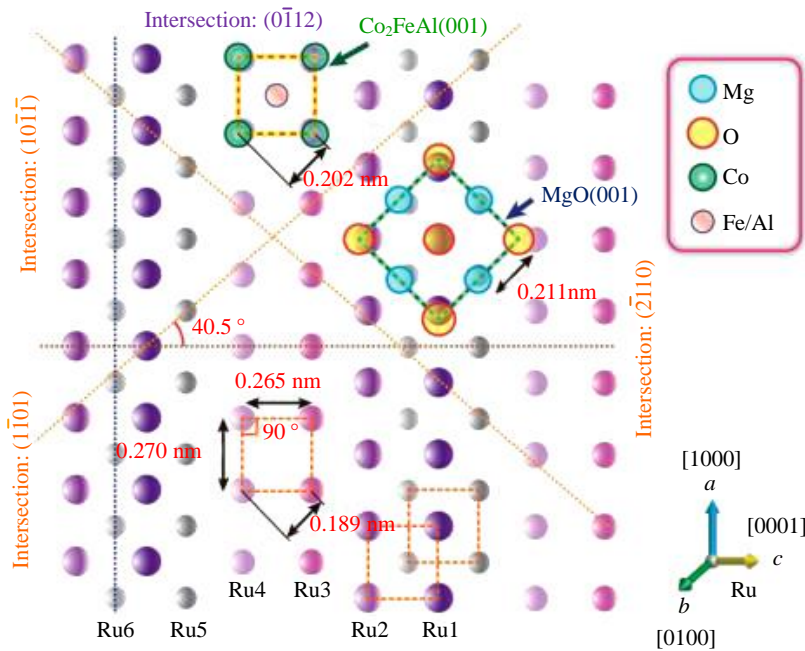


图 7 具有外延关系的 Ru(0223)、MgO(001)和 CFA(001)平面图

Fig.7 Plan view of Ru(0223), MgO(001), and CFA(001) with epitaxial relationship^[30]

缓冲层在赫斯勒合金 CFAS 中也诱导了出很强的 PMA, 并且指出加热衬底后可以也改善缓冲层和磁性层的结晶以及各向异性。

2.1.2 缓冲层与 Co 基赫斯勒合金的合金化效应

Li^[27] 在 Pt/CFAS/MgO 研究中指出 PMA 起源于 CFAS/MgO 界面, 是由 CFAS/MgO 界面 Co 3d 和 O 2p 轨道的杂化引起的。而 Pt/CFAS 界面对 PMA 也有积极的贡献, 他们发现在降低 Pt 的厚度时, PMA 性能也会有一定的减弱。此外 Wu^[32] 等人在 Pt[CFAS/Pt]_n 多层膜也可以实现 PMA, K_{eff} 最大可达 $2.19 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$, 这也同样说明 Pt/CFAS 界面对于 PMA 有积极的贡献。

Wang 等人^[33] 在 Pd/CFAS/MgO 体系中的研究同样表明, Pd/CFAS 界面对 PMA 有积极的贡献。MgO 为 2 nm, CFAS 厚度范围为 3~4.25 nm 的退火样品中能够表现出很强的 PMA。退火后 CoFe 基合金薄膜中发现了 Pd 诱导的界面 PMA 现象。Pd 缓冲层对 PMA 效应的积极作用与界面处的合金化效应有关, 其中的磁晶或磁弹性各向异性促进了面外磁化。

因此, 以 Pt、Pd 等重金属作为缓冲层时, Pt(Pd)/Co 基赫斯勒合金界面的合金化效应可以促进 PMA 的实现。

2.1.3 缓冲层对于氧分配的影响

You 等人^[34] 对于 Ta/Pd/CFAS/MgO/Ta 的研究表明, 在对体系进行退火时, O 从过氧化的 CFAS 层迁移到缺氧的 MgO 层, 改善 MgO 层和 CFAS/MgO 界面的状态, 获得有效的轨道杂化, 从而获得强 PMA。然而, 在没有插入 Pd 层的情况下, 退火的 Ta/CFAS/MgO/Ta 呈现面内磁各项异性。这是因为 Ta 在 Ta/CFAS 界面处与 O 相互作用, 使 CFAS/MgO 界面的氧不能迁移到缺氧的 MgO 层。即 Ta 缓冲层对改变磁各向异性没有显著作用。对于没有 Pd 层, 即 Ta/CFAS/MgO/Ta 体系中, Co 和 Fe 的元素表现为金属态。图 8 为 Ta 的 XPS 能谱, 图谱中除了金属峰之外, 还有 Ta 的氧化态。图 9 为 Co、Fe 的 XPS 能谱, 插入 Pd 层后, 即 Ta/Pd/CFAS/MgO/Ta 体系中, Co 和 Fe 元素的氧化 XPS 光谱信号如箭头所示。因此, 作者认为 Ta 捕获的 O 将直接影响 O 在 CFAS/MgO 界面的迁移。由于 Ta 层对氧的强烈吸引, CFAS/MgO 界面的 O 不能迁移到缺氧的 MgO 层。对于没有插入 Pd 层的样品, 在退火后 Co-O、Fe-O 轨道杂化没有得到优化, 因此不利于 PMA 的形成。

Saravanan 等人在 Mo 缓冲层中也发现了缓冲层对 CFAS/MgO 类似的影响。他们利用 Mo 做缓冲层可以在 Mo/CFA 体系^[35] 和 Mo/CFAS 体系^[36] 中实现 PMA。Mo/CFA 体系的最高退火温度可达到 400 °C, K_{eff} 最高可达 $1.67 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$ 。Mo 作缓冲层体系的 PMA 性能优于 Pt 缓冲层体系, 而小于 Cr 缓冲层体系。Saravanan^[36]

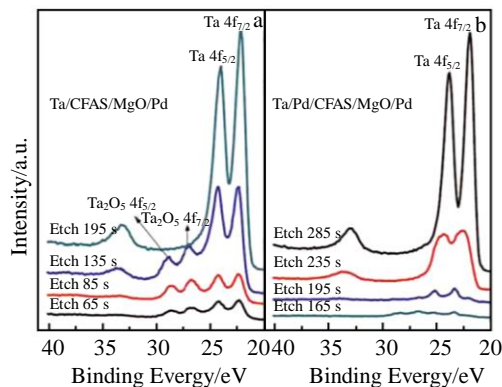


图 8 Ta/CFAS/MgO/Pd 和 Ta/Pd/CFAS/MgO/Pd 中 Ta 的 XPS 图谱
Fig.8 XPS spectra of Ta in Ta/CFAS/MgO/Pd (a) and Ta/Pd/CFAS/MgO/Ta (b)^[34]

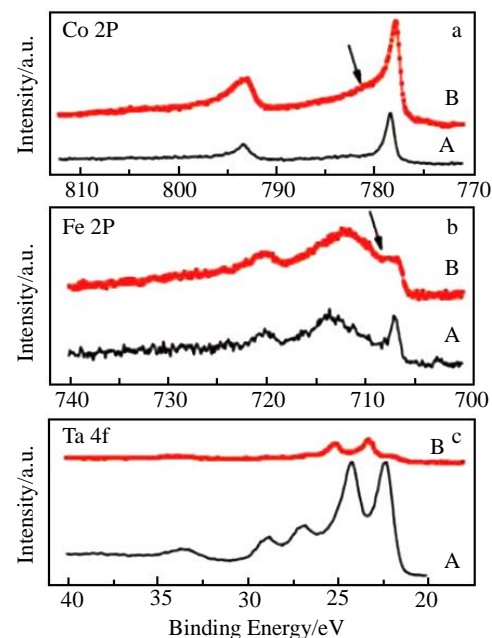


图 9 Ta/Pd/CFAS/MgO/Ta 结构中 Co, Fe 和 Ta 的 XPS 图谱
Fig.9 XPS spectra of Co (a), Fe (b) and Ta (c) in Ta/Pd/CFAS/MgO/Ta^[34]

在研究 Mo/CFAS 体系时发现, 当 $t_{\text{CFAS}}=3.0 \text{ nm}$ 和 $t_{\text{MgO}}=0.5 \text{ nm}$ 时, 可以观察到 PMA。同时他们指出, 可以通过改变缓冲层 Mo 的厚度控制界面 Fe-O 键的形成, 从而调控样品磁性和热稳定性。

图 10 的 XPS 图谱表明, 当 Mo 缓冲层厚度增加时, Mg 2s 和 O 1s 峰向低能方向移动, 与退火后 Mg、O 的行为相似, 这是由于氧空位密度的增加或其在 MgO 层中的再分配引起的。Mo 缓冲层的厚度对于 CFAS/MgO 界面的杂化/电荷转移等方面有着不可忽略的作用。

2.1.4 缓冲层中元素的扩散

Gabor^[37] 等人用 Ta 作缓冲层时, 与 Cr 相比, Ta/CFA 的 PMA 变化不大, 最高退火温度也在 350 °C。但是体

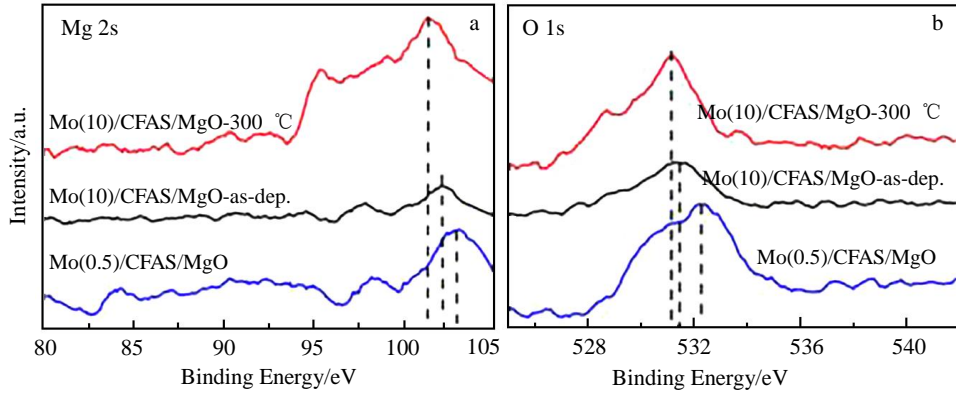


图 10 Mg 2s 和 O 1s 在 Mo/CFAS/MgO 体系中的 XPS 图谱

Fig.10 XPS spectra of Mg 2s (a) and O 1s (b) in Mo/CFAS/MgO^[16]

系在较高温度下退火, Ta 向 CFA 层扩散严重, 使磁死层增大, 这使 350 °C 退火后实现 PMA 的 CFA 可控厚度范围变得非常小。

图 11 显示了 Ta 作缓冲层下, CFA 有效厚度与 $K_{\text{eff}}t_{\text{CFA}}$ 的关系, 图 12 显示了 Ta 作缓冲层时, $K_{\text{eff}}t_{\text{CFA}}$ 和 t_{CFA} 与

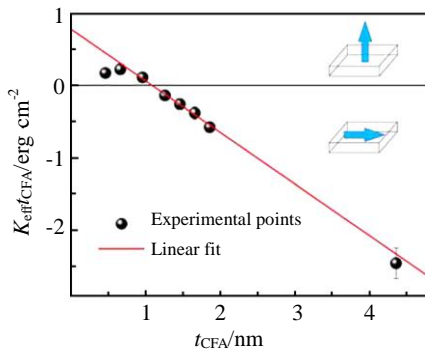


图 11 Ta 作缓冲层下, CFA 有效厚度与 $K_{\text{eff}}t_{\text{CFA}}$ 的关系

Fig.11 Dependence of the $K_{\text{eff}}t_{\text{CFA}}$ product on the t_{CFA} for the samples with Ta as buffer layer^[37]

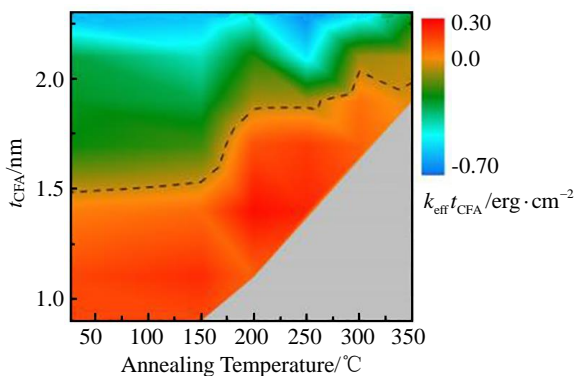


图 12 Ta 作缓冲层时, $K_{\text{eff}}t_{\text{CFA}}$ 和 t_{CFA} 与退火温度的关系

Fig.12 Contour plots of the $K_{\text{eff}}t_{\text{CFA}}$ product and the nominal thickness of the CFA layer vs. the annealing temperature^[37]

退火温度的关系。制备态和 150 °C 退火的样品体系实现 PMA, CFA 的临界厚度为 1.5 nm; 300 °C 退火样品实现 PMA 的临界厚度增加到 1.9 nm, 作者认为这与两部分原因有关: 一是 K_s (PMA 界面能) 随着退火温度的增加而增大; 二是 CFA 层有效厚度随着退火温度的增加而减小。而对于 350 °C 退火的样品, 由于 Ta 的严重扩散使磁死层厚度增加, 因而使实现 PMA 的 CFA 厚度范围变得非常狭窄。

2.2 对赫斯勒合金层元素扩散的研究

在 Co 基赫斯勒合金中, 除了 Co 元素外, 往往还有 Si、Al、Mn 等其他非磁性金属元素。研究表明, 这些非金属元素的扩散对于体系的 PMA 也有一定的影响。

Gabor 等人^[38]在研究过程中发现在缓冲层/CFAS 界面, Al, Si 向缓冲层扩散, 在 CFAS/MgO 界面形成富 CoFe 层。而富 CoFe 层的厚度取决于缓冲层的元素。他们认为薄膜中观察到的强 PMA 可以解释为富 CoFe 金属层/MgO 界面的 Co、Fe 和 O 轨道杂化程度增强。并且不同的缓冲层对于元素扩散有很大影响, 如图 13 的扩散示意图, Ta 做缓冲层时, 2 种元素扩散程度更大。这说明赫斯勒合金/MgO 界面的 PMA 性能会受到除 Co、Fe 以外其他元素扩散的影响, 这可以通过适当选择缓冲层材料来调节。

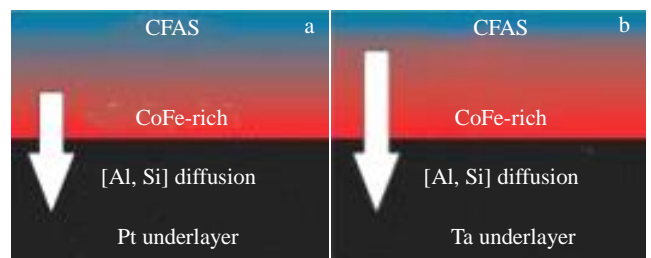


图 13 CFAS 中元素扩散示意图

Fig.13 Schematic diagrams of element diffusion in CFAS with Pt (a) and Ta (b) as buffer layer^[38]

然而，在 Wen 等人^[39]对 $\text{Co}_2\text{FeAl/MgO}$ 的研究认为 Al 元素是从 Co_2Fe 层扩散到 MgO 层，MgO 层的底面形成了阳离子有序的 MgAl_2O_4 ，如图 14 所示。Al 的扩散会显著改变 CFA 层的电子结构，铝原子被氧化，促进了 (Co, Fe) 和 O 的原子键合，进而促进了体系 PMA。

目前关于 CFAS 中元素扩散的研究结果是不同的。CFAS 中元素如何扩散，缓冲层如何影响元素扩散，进而改变薄膜的 PMA 都是不清楚明确的，需要进一步深入分析。

2.3 对氧化物层的研究

由于 MgO 与 Co 基赫斯勒合金的晶格匹配度良好，目前在 Co 基赫斯勒合金研究中普遍使用的氧化物层是 MgO。随着研究的深入，研究人员发现在 CFA/MgO 体系实现 PMA 时，CFA 层厚度都较薄，而太薄的 CFA 层，会使其吉尔伯特阻尼系数 α 增大，这不利于其应用。随后又有研究发现，体系实现 PMA 时的 CFA 层厚度较

薄，这与 MgO 层的存在有直接关系。因此研究人员决定选择其它势垒层替换 MgO 层或直接去掉势垒层。

Hadorn^[29]等人利用 MgAl_2O_4 来替换 MgO 作势垒层。如图 15 所示， MgAl_2O_4 与 CFA 的界面失配度更低， MgAl_2O_4 能够更好地在 CFA 上外延生长。 MgAl_2O_4 能诱导更大的 PMA，同时热稳定性与 MgO 作势垒层类似。Wu 等人^[40]也尝试用 MgAl_2O_4 替换 MgO，在 Pt/CFAS/MAO 3 层膜中也可以观察到强 PMA，当 $t_{\text{CFAS}}=1.5 \text{ nm}$ 时，约 0.9 nm 的 MAO 层可以提供最佳的界面氧化，在界面处形成充分的 Co-O 和 Fe-O 轨道杂化。同时他们发现，MAO 与 CFAS 的晶格失配也更小。但是相比于 MgO 做势垒层时，其性能没有明显的提高， K_{eff} 约为 $1.25 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$ 。而 Wu^[41]等人直接去掉 MgO 势垒层，在溅射 CFA 层时通氧，通过控制氧偏压来调节 CFA 的氧化态。

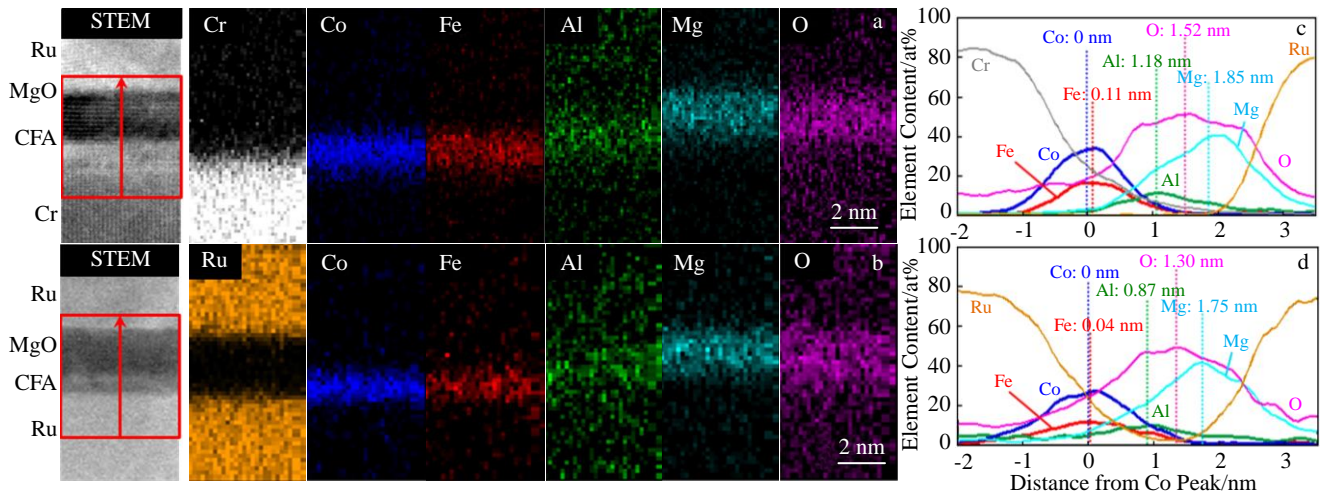


图 14 $\text{Co}_2\text{FeAl/MgO}$ 的 STEM 照片及 EDS 图谱

Fig.14 STEM images (a, b) and EDS spectra (c, d) of $\text{Co}_2\text{FeAl/MgO}$ ^[39]

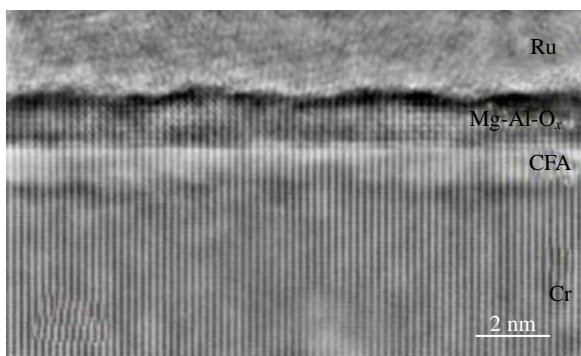


图 15 MgAl_2O_4 作势垒层的 ADF-STEM 照片

Fig.15 ADF-STEM image of MgAl_2O_4 as potential barrier layer^[29]

如图 16 和图 17，当氧偏压在 7%~12% 之间，体系均能表现良好的 PMA；无论是 CFA 的过氧化还是欠氧化都会对 PMA 产生不利影响。这种薄膜与 MgO 作势垒层相比：矫顽力更小、PMA 更强、CFA 实现 PMA 的厚度更大、厚度范围更宽 (1~3.6 nm)、吉尔伯特阻尼更低。

2.4 对保护层的研究

针对 Co 基赫斯勒合金/MgO 体系保护层也有一定的研究。Belmeguenai^[42]研究了保护层 (Cr、V、Ta) 对 MgO/CFA 结构和磁性能的影响。

如图 18 所示，Cr、V、Ta 作保护层，薄膜都经历了较强的四方畸变，随着膜厚的增加，畸变逐渐减小。当 $t_{\text{Co}_2\text{FeAl}}=30 \text{ nm}$ 时，四方晶格又变回立方晶格；但 Cr 作保护层的四方畸变更加严重。可能来自于 Cr 生长模式

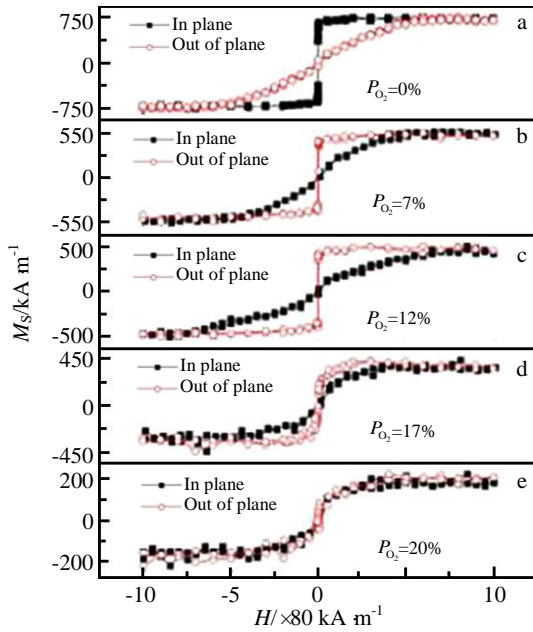


图 16 不同氧偏压下体系的磁滞回线

Fig.16 Hysteresis loops of system under different oxygen bias^[41]

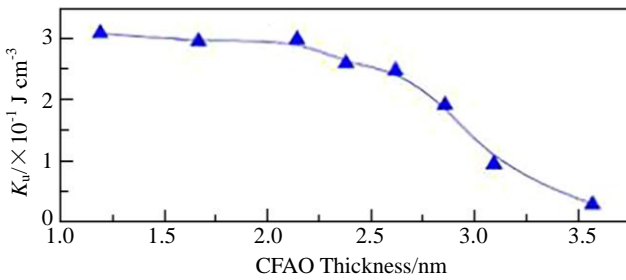


图 17 K_u 与 CFAO 厚度之间的关系

Fig.17 Relationship between K_u and CFAO thickness^[41] (K_u -uniaxial magnetic anisotropy energy)

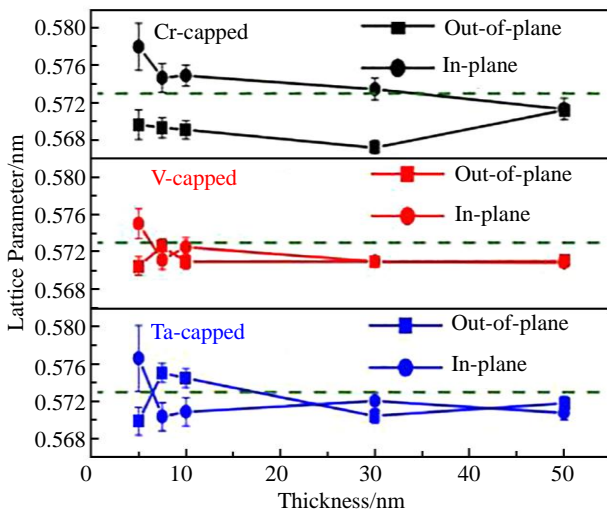


图 18 CFA 晶格常数与保护层厚度的关系

Fig.18 Relationship between CFA lattice constant and protective layer thickness^[42]

下的残余应力。Cr 层与 CFA 层是外延生长的，而 Ta 和 V 不是。

3 赫斯勒合金的 SOT 研究

传统的 STT 利用自旋极化电流将角动量从一个 FM 转移到另一个 FM，已应用于各种自旋电子器件，如 MRAM 等。SOT 为 HM/FM 双层膜的磁化操纵开辟了新的前景。在 SOT 器件中，具有强自旋轨道耦合的 HM 层中的电子被自旋极化，自旋电流将其角动量转移到相邻的 FM 层中。目前认为 SOT 的起源主要有 2 个机制：一是自旋霍尔效应，二是来自界面的 Rashba 效应。

在 HM/FM 中实现 SOT 其中的 HM 通常是 5d 和 4d 重金属，如 Ta、Pt 和 W。在这类器件中使用的 HMs 分为两类：低电阻率，如 Pt、Pd 等；高电阻率，如 β -Ta 或 β -W。表 2 是不同底层的 CFA 体系的 SOT 性能。

Gabor 等人^[43]在 MgO(001) 衬底上外延生长 HM 和 FM 结构。HM 层采用了能够沿 MgO(001) 方向生长的 Pd，同时 Pd 可以产生相对较大的 SOT。因此，在(001)取向的 MgO 衬底上生长的完全具有垂直磁各向异性的 Pd/Co₂FeAl/MgO 异质结构。在该结构中拥有很大的 SOT 和高效的 SOT 诱导的磁化翻转。在 Pd/CFA/MgO/Ta 结构中，随着 Pb 层厚度的增加，单位电场（电荷电流密度）的类阻尼 ξ_E^{DL} (ξ_{Pd}^{DL})和类场 ξ_E^{FL} (ξ_{Pd}^{FL})自旋轨道转矩效率呈现单调增加，直到 10 nm 仍没有明显的饱和，如图 19 所示。

无论采用何种归一化方法，都能说明该体系的 SOT 效率均随着 Pd 层厚度的增加而单调地增加，在 10 nm 以内没有达到饱和。

图 20 为霍尔差分 Kerr 显微照片，通过 Kerr 图像观察 SOT 的成核和传播机制表明，磁化翻转是通过成核和畴壁 (DW) 传播从霍尔一侧开始逐渐发生的。SOT 的最初成核发生在样品的边缘，当 DWs 平行于电流时，SOT

表 2 CFA 体系中几种底层的 SOT 性能

Table 2 SOT performance of several bottom layers in CFA system

Bottom layer	θ	ζ	$J_c/\text{A cm}^{-2}$	λ_{sf}/nm	T_{in}
Pd	-	-	2×10^8	>10	-
β -Ta	-0.065	~ 1.7	1.1×10^7	2.3 ± 0.5	-
β -W	0.3 ± 0.03	~ 2.2	$1 \sim 1.5 \times 10^6$	2.2 ± 0.3	0.47
Cr	-0.0070	$\sim 2.5\%$	1×10^8	-	-
Ru	0.0056	$\sim 5\%$	1×10^8	-	-

Note: θ -spin Hall angle, ζ -switching efficiency, J_c -critical switching current density, λ_{sf} -spin diffusion length, T_{in} -spin transparency

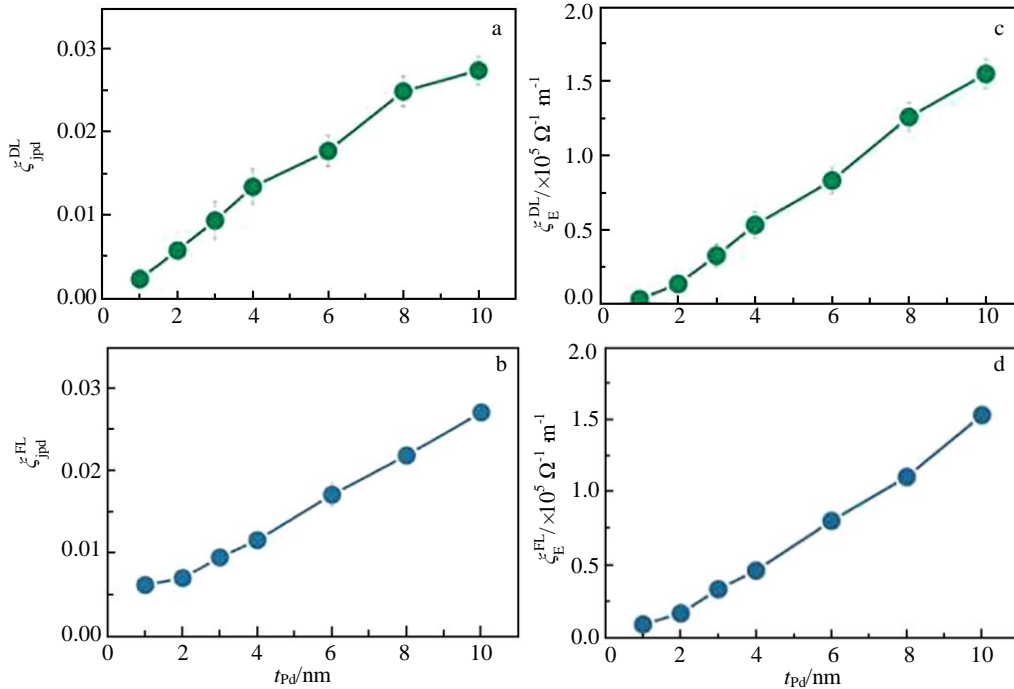


图 19 穿过 Pd 层的每单位电荷电流密度的类阻尼(ξ_{jPd}^{DL})和类场(ξ_{jPd}^{FL})SOT 效率; 与 Pd 层厚度相对应的每单位电场的类阻尼(ξ_E^{DL})和类场(ξ_E^{FL})SOT 效率

Fig.19 Dampinglike (ξ_{jPd}^{DL}) (a) and fieldlike (ξ_{jPd}^{FL}) SOT efficiencies per unit charge current density through the Pd layer; dampinglike (ξ_E^{DL}) (c) and fieldlike (ξ_E^{FL}) SOT efficiencies per unit electric field plotted versus the thickness of the Pd layer^[43]

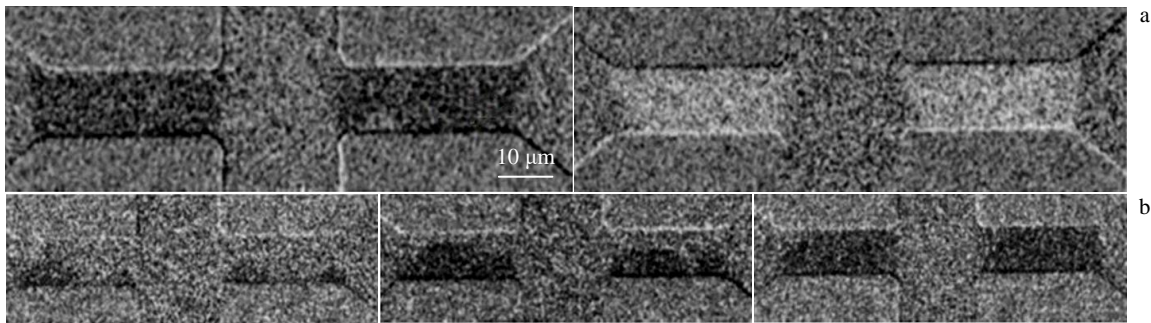


图 20 霍尔差分 Kerr 显微镜照片显示的双极电流脉冲磁开关及逐渐切换的差分 Kerr 显微照片

Fig.20 Differential Kerr microscopy images of the Hall cross showing bipolar magnetic switching by current pulses, from down-to-up magnetization for positive current (dark contrast, top panel) and up-to-down magnetization (bright contrast, bottom panel) for negative current (a); differential Kerr microscopy images of gradual switching (the nucleation occurs first on the edges of the device and the reversal is completed by domain-wall propagation) (b)^[43]

产生横向位移, 从而逐渐实现整体的磁化翻转。

Pb/CFA 结构 ($2 \times 10^{12} \text{ A/m}^2$) 中的磁化翻转电流密度与传统的 Pt/Co/ AlO ($0.4 \times 10^{12} \sim 1.3 \times 10^{12} \text{ A/m}^2$)^[44-45] 或高电阻率 Ta/CoFeB^[46] ($0.5 \times 10^{12} \text{ A/m}^2$) 翻转所需的电流密度具有相同的数量级。由此证明, 使用赫斯勒合金可以将低电阻率材料中的翻转能量效率与垂直磁化的 MgO 基隧道结中的高 TMR 相结合, 从而为开发高能量效率的开关转换存储器提供了一个平台。

Loong^[47] 等人在 HM (Pt, Ta) /CFAS/MgO 体系的研究中发现, HM 层为 Pt 的样品具有更高的各向异性能量密度 (K_U) 和矫顽力 (H_C), 其 PMA 比 HM 层为 Ta 的样品更稳定如图 21 所示。

在 HM/CFAS/MgO 体系中, 纵向有效场 (H_L) 和横向有效场 (H_T) 的幅度随着 Pt 的厚度 (t_{Pt}) 的增加而增加, 在 $t_{Pt} \approx 5 \text{ nm}$ 处饱和, 饱和值约为 $H_L = 96000 \text{ A/m}$, $H_T = 88000 \text{ A/m}$ (与其他结构的值类似)。在

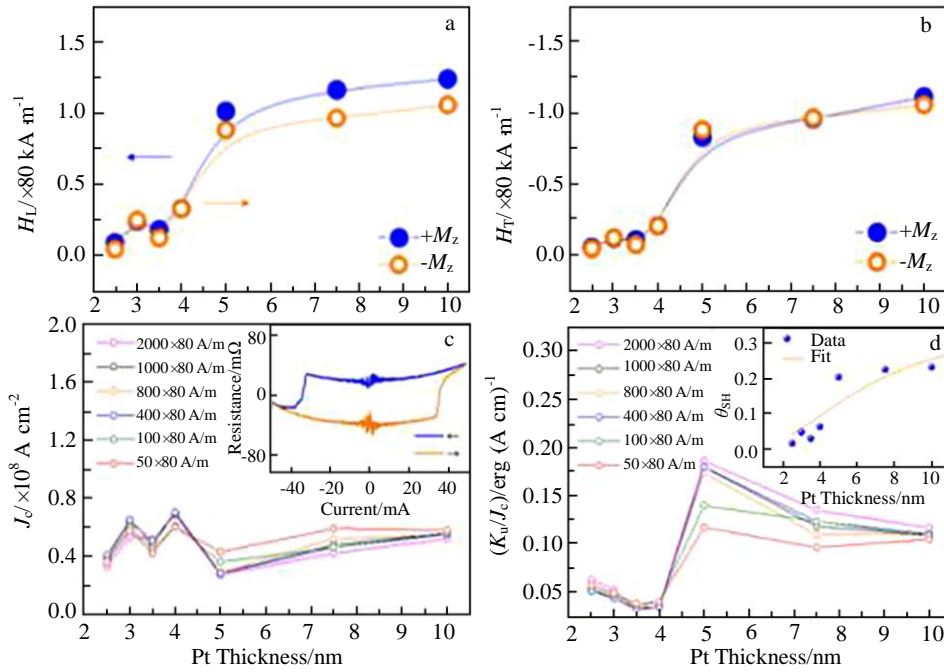


图 21 纵向和横向有效场与 Pt 厚度的关系曲线; 不同面内磁场的翻转电流密度与 Pt 厚度的关系; 不同面内磁场下磁各向异性能量密度与开关电流密度之比与 Pt 厚度的关系

Fig.21 Longitudinal (a) and transverse (b) effective fields as a function of Pt thickness; switching current density for different in-plane magnetic fields as a function of Pt thickness (c); ratio of magnetic anisotropy energy density to switching current density for different in-plane magnetic fields as a function of Pt thickness (d)^[47]

Ta/CoFeB/MgO^[48]中, $H_T=147200$ A/m, 在 Pt/Co/AlO_x^[49]中, $H_T=185600$ A/m。饱和行为表明, 体自旋霍尔效应 (SHE) 对 H_T 和 H_L 值都有显著贡献。当重金属层厚度小于其自旋扩散长度时, SHE 使注入铁磁层的自旋电流密度随着 t_{HM} 的增加而增加; 当重金属层厚度大于其自旋扩散长度时, 注入的自旋电流密度饱和。在该研究中, Pt 的自旋扩散长度 λ_{sf} 为 4.6 nm。从拟合结果来看, 如图 21d 的插图所示, Pt 的有效自旋霍尔角 θ_{SH} 为 0.33, 高于其他文献报道的 Pt 的 θ_{SH} 值, λ_{sf} 比其他文献中估计的值大约高出 1 个数量级, 这个结果表明, Rashba 效应在该材料系统中也有显著作用。

此外, 他们的研究表明 Ta 底层霍尔 Bar 的 J_c 值大约是 Pt 底层 Bar 的 J_c 值的一半, 功耗更低。而 Ta 底层相对于 Pt 底层的 K_U 值较低, 热稳定性较低。因此, 在这种 CFAS 材料系统中, 可以通过权衡 Pt、Ta 来设计和调整 J_c 和 K_U 值, 以满足特定应用的特定要求。2 个 HM 底层体系 K_U/J_c 值相近, 表明 2 个体系 SOT 的幅度也相近。除了 K_U 之外, 2 个 HM 系统之间磁化反转机制的差异也可能导致 2 个系统之间的 J_c 差异, 这种差异可能是由自旋轨道有效场的相对比例不同以及不同的界面特性等因素引起的。

Bhardwaj 等人^[20]采用高阻 β -Ta 相作为 HM 研究了

β -Ta/CFA/MgO/Pd 多层叠层中的 SOT。研究表明, 对于 CFA 厚度为 0.8 nm 的样品, θ_{SH} 随着退火时间的增加而增加, 这可以解释为四方 β -Ta 相随着退火时间的增加而细化。退火时间为 600 s 的样品, θ_{SH} 减小, 如图 22。这是由于随着退火时间的增加, Co、Fe、Al 相互扩散到 Ta 层和 MgO 层中。XPS 结果表明, 由于 Al 向 MgO 层的相互扩散, 在 CFA/MgO 界面上与纯 Al 一起形成了 Al₂O₃ 和 MgAl₂O_x 相。因此可以通过控制退火时间来控制 Al 的扩散。

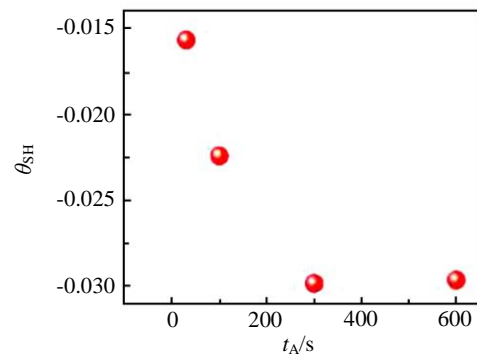


图 22 Ta/CFA(0.8 nm)/MgO/Pd 体系中 θ_{SH} 关于退火时间的函数
Fig.22 θ_{SH} as a function of annealing time in Ta/CFA(0.8 nm)/MgO/Pd^[20]

在 β -Ta/CFA(1.5 nm)/MgO/Pd 中获得有效的 θ_{SH} 最高, 约为-0.065。此外, 作者指出, Al 的扩散可以进一步降低基于 STT/SOT 的 MRAM 器件的阻尼常数, 从而降低翻转电流密度。

在已研究的 5d 重金属中, β -W 显示出迄今为止最高的自旋转矩效率。同时, W 基多层结构 (例如 W/CoFeB) 也可以在高温下维持 PMA, 这对集成于器件制造流程中是必不可少的。因此, W 是 SOT 驱动自旋电子器件发展的一种很有前途的材料。

Gabor 等人^[50]对 β -W/Co₂FeAl/MgO 结构中的 SOT 的实验研究中得到, 如图 23 所示, 体 β -W 的有效自旋霍尔角为 0.3 ± 0.03 , 自旋扩散长度为 (2.2 ± 0.3) nm, 而且 SOT 诱导的磁化翻转电流密度为 10^6 A/cm² 量级, 比前文所述的 Pt、Ta 小 2 个数量级。该体系的翻转电流密度较低是多种因素导致的, 作者认为 β -W 相对较大的自旋霍尔角、Heusler 铁磁体相对较低的阻尼常数和各向异性场以及相对较大的类场矩综合作用, 使得 β -W/Co₂FeAl/MgO 体系的磁化翻转电流密度小得多。这使得 β -W/Co₂FeAl/MgO 系统成为未来自旋轨道转矩自旋电子器件的候选体系之一。

虽然 β -W 具有很高的 θ_{SH} , 但是 β -W 的晶体结构为 A₁₅, 属于亚稳态相, 它很容易转变为具有 bcc 晶体结构

的 α 相, 其活化能接近 W 原子在 W 晶格中的扩散能。而 α 相具有较小的电阻率和较低的自旋霍尔角, 这不利于有效的 SOT 磁化翻转^[51]。因此人们将目光转向了部分可以实现 SOT 的轻金属。

Wen 等人^[52]研究了垂直磁化 Cr/CFA/MgO 和 Ru/CFA/MgO 结构的电流诱导 SOT。研究表明 Ru、Cr 衬底及衬底厚度对 SOT 有显著影响。图 24 为校正后横向和纵向有效场随不同底层厚度的变化关系, 该图表明, 有效场的大小取决于底层厚度。 $\Delta H_L/J$ 的大小随着底层厚度的增加而增加, 而 $\Delta H_T/J$ 表现出不同的厚度依赖关系。随着 Ru 层厚度的增加, $\Delta H_T/J$ 增大; 而 Cr 层厚度的增加, $\Delta H_T/J$ 几乎不变或略有下降。Ru 和 Cr 纵向有效场 $\Delta H_L/J$ 的厚度依赖关系表明, 其主要来源是通过抗阻力矩的 SHE。另一方面, 横向效应场 $\Delta H_T/J$ 的成因尚不清楚。作者认为底层厚度依赖的 $\Delta H_T/J$ 可能是由自旋-霍尔自旋力矩引起的, 而与底层厚度无关的 $\Delta H_T/J$ 可能是由于界面效应, 例如 Rashba 效应。

此外, 图中 Ru 和 Cr 底层的 $\Delta H_L/J$ 方向相反, 这表明 Cr 和 Ru 衬底材料的自旋霍尔角符号相反。通过底层有效场估算, 可以得出 Ru 和 Cr 的自旋霍尔角分别约为 0.0056 和 -0.0070。

这些结果表明, 自旋轨道耦合较小的元素 3d Cr 和

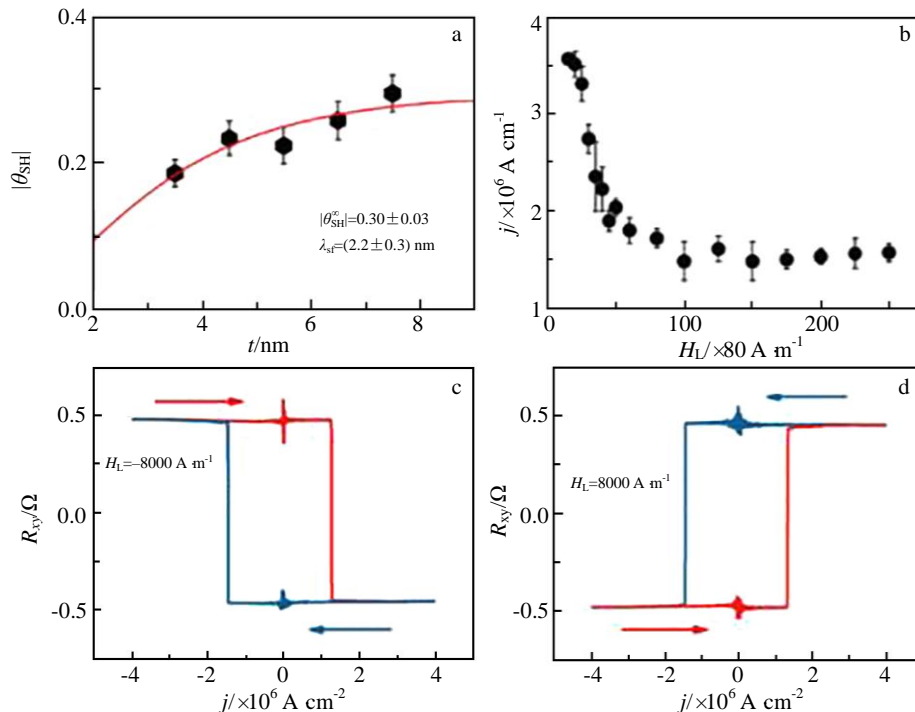


图 23 有效自旋霍尔角与 W 层厚度的关系; W(5.5 nm)/CFA(0.8 nm)/MgO(1.0 nm) 体系的磁化翻转电流密度与纵向偏置场的关系; 负和正纵向偏置场测量的典型电流感应磁化翻转曲线

Fig.23 Effective spin Hall angle versus the W layer thickness (a), switching current density versus the longitudinal bias field for the W(5.5 nm)/CFA(0.8 nm)/MgO(1.0 nm) structure (b), and typical current induced magnetization switching loops measured for negative (c) and positive (d) longitudinal bias fields^[50]

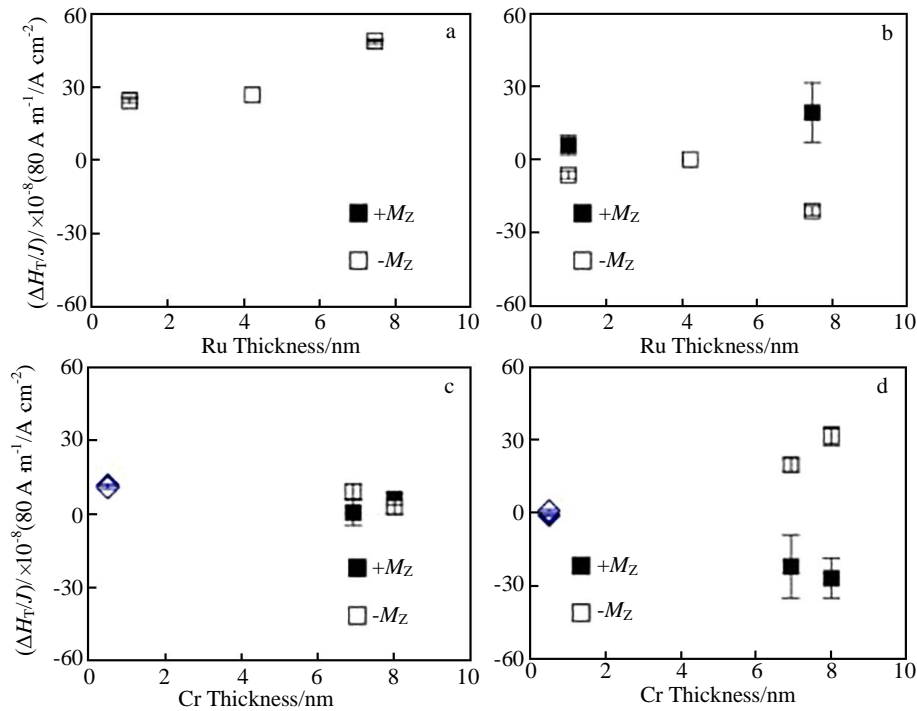


图 24 横向和纵向有效场对底层厚度依赖性

Fig.24 Dependence of transverse (a, c) and longitudinal (b, d) effective fields on bottom layer thickness^[52]

4d Ru 等对 SOT 也可能有相当大的贡献。Chuang 等人^[53]在 Cr/CoFeB/MgO 中的研究也证明, Cr 也拥有很强的 SHE, 可以诱导 SOT 磁化翻转。因此, 部分轻金属也可以作为实现 SOT 的底层材料。

在 Co 基赫斯勒合金的 SOT 研究中, 主要是针对在不同底层上自旋霍尔角的研究。最近, He^[54]等人在 W/CFA/MgO/Ta 体系中首次提取了有效自旋混合电导和界面自旋透明度 (T_{in})。研究表明, W/CFA 界面的 T_{in} 值为 0.47, 与 W/CoFeB 界面相当。有效自旋混合电导与界面局部组织和形貌有关。

4 总结与展望

构建高效 SOT 器件本质上依赖于 SOT 的强弱。

SOT 的增强目前有几个途径:

1) 增强 SOT 主要基于增强体自旋霍尔效应的自旋轨道耦合程度。由于 SOT 主要来源于 HM 层的自旋霍尔效应, SOT 效率的提高与 HM 层直接相关, 因此, 增强 SOT 的工作主要集中于调整 HM 层产生更强的自旋电流。

2) 通过增强 HM/FM 界面透明度从而增加扩散到 FM 的自旋电流。目前, 主要是通过 FM 层的调整, 改变界面透明度, 进而影响施加在 FM 层上的转矩。

3) 通过改变自旋散射来增强 SOT 效应。自旋电流进入 FM 层后存在自旋散射, FM 层自旋电流吸收达到

特征长度后饱和。因此, 改变自旋散射水平有望增加超薄铁磁层的自旋电流吸收, 进而增强体系 SOT。

在 Co 基赫斯勒合金中的 SOT 研究主要集中在 HM 层的调整, 如 Pt、Pd、Ta、W、Ru 等自旋霍尔效应不仅仅存在于 HM, 在半导体^[55]、超导体^[56]、拓扑绝缘体^[57]等材料中也存在。但在 Co 基赫斯勒合金中几乎没有相关的研究, 在未来 SOT 研究中将其它能够产生自旋霍尔效应的材料应用到 Co 基赫斯勒合金中是十分可行的。

Co 基赫斯勒合金 SOT 机制研究主要集中于体自旋霍尔效应, 然而界面 Rashba 效应也被认为是 SOT 的来源之一。目前, 对于 NM/Co 基赫斯勒合金的界面效应认识比较浅薄, 需要进一步深入研究, 为增强 SOT 提供更多的理论基础。

同时, 在 Co 基赫斯勒合金的研究中对于界面透明度的研究很少, 在自旋电流进入 FM 层后的吸收也尚未研究。因此这 2 个方向为 Co 基赫斯勒合金 SOT 的操纵提供了新的思路。

此外, 只有存在外加辅助磁场时, 才能实现基于 SOT 的电流诱导磁化翻转。但外部磁场会影响器件内部铁磁层的磁化方向^[58-59], 同时还会降低器件的集成度。自旋电子器件的广泛应用需要实现无辅助场的 SOT 翻转。在此前其他材料的研究中提出几种实现无场翻转的方法, 包括制造几何不对称层^[53,60-61], 通过反铁磁层的交换偏置^[62], 以及其他更复杂的方案。例如, Chuang^[53]发现, 3d Cr

层可以诱导 CoFeB 的强 PMA, 并通过在均匀薄膜中产生斜柱状结构实现了高度理想的无场翻转, 实现无场 SOT 磁化翻转; Chen 等人^[61]也观察到 Mo/CoFeB/MgO 结构在楔形沉积 Mo 层时的无场电流诱导翻转。Van den Brink 等人^[62]将一个薄铁磁层与一种反铁磁材料接合在一起, 建立平面内交换偏置场, 并在垂直磁化 Pt/Co/IrMn 结构实现了无场 SOT 磁化翻转。Co 基赫斯勒合金体系中并没有相关研究, 实现无场翻转对于性能极佳的 Co 基赫斯勒合金的应用有重要意义, 无场 SOT 磁化翻转的研究是非常有前景的。

参考文献 References

- [1] Tudu B, Tiwari A. *Vacuum*[J], 2017, 329: 341
- [2] Cheng Peiyi(陈培毅), Deng Ning(邓宁). *Micronano Technology*(微纳电子技术)[J], 2004, 41(3): 6
- [3] Bhatti S, Sbiaa R, Hirohata A *et al. Mater Today*[J], 2017, 530: 548
- [4] Arne K, Brataas A, Kjetil M *et al. Nat Nanotechnol*[J], 2014, 86: 88
- [5] Haazen P, Mure E, Franken J *et al. Nat Mater*[J], 2013, 299: 303
- [6] Kimura T, Otani Y, Sato T *et al. Phys Rev Lett*[J], 2007, 45: 56
- [7] Pai C F, Liu L, Li Y *et al. Appl Phys Lett*[J], 2012, 101: 459
- [8] Miron L M, Moore T, Szambolics H *et al. Nat Mater*[J], 2011, 10(6): 419
- [9] Miron I M, Gaudin G, Auffret S *et al. Nat Mater*[J], 2010, 230: 234
- [10] Wang X, Manchon A. *Phys Rev Lett*[J], 2012, 108(11): 117201
- [11] Kyoung-Whan Kim, Soo-Man Seo, Jisu Rya *et al. Physical Review B*[J], 2012, 85(18): 180404
- [12] Miron I M, Garello K, Gaudin G *et al. Nature*[J], 2011, 476(7359): 189
- [13] Yu G Q, Fan Y B, Jiang W J *et al. Nat Nanotechnol*[J], 2014, 548: 544
- [14] Liu L, Pai C F, Li Y *et al. Science*[J], 2012, 555: 558
- [15] Slonczewski J C. *J Magn Magn Mater*[J], 2002, 324: 338
- [16] Khvalkovskiy A V, Cros V, D Apalkov *et al. Phys Rev B*[J], 2013, 50: 56
- [17] Belmeguenai, M, Zighem *et al. J Phys D-Appl Phys*[J], 2016, 36: 49
- [18] Mangin S, Henry Y, Ravelosona D *et al. Appl Phys Lett*[J], 2009, 94: 97
- [19] Keisuke Yamada, Kiyooki Oomaru, Satoshi Nakamura *et al. Appl Phys Lett*[J], 2015, 78: 82
- [20] Bhardwaj V, Chen K M, Tseng Y C *et al. Physica B*[J], 2019, 574: 411662
- [21] Book D. *Introduction to Solid State Physics, 8th Ed*[M]. London: Wiley, 2004: 1
- [22] Xu X G, Zhang D, Yong W *et al. Rare Metals*[J], 2012, 107(2): 111
- [23] Galanakis I, Dederichs P H, Papanikolaou N. *Phys Rev B*[J], 2002, 66: 134428
- [24] Balke B, Fecher G H, Felser C. *Appl Phys Lett*[J], 2007, 90: 219
- [25] Atsufumi H, William F, Marjan S *et al. Materials*[J], 2018, 11: 105
- [26] Wen F S, Xiang J Y, Hao C X *et al. J Magn Magn Mater*[J], 2013, 347: 136
- [27] Li X Q, Wu Y, Gao Y *et al. Thin Solid Films*[J], 2013, 545: 503
- [28] Sukegawa H, Hadorn J P, Wen Z C *et al. Appl Phys Lett*[J], 2017, 110: 112
- [29] Hadorn J P, Sukegawa H, Ohkubo T *et al. Acta Mater*[J], 2017, 306: 315
- [30] Wen Z C, Sukegawa H, Furubayashi T *et al. Acta Mater*[J], 2014, 26: 6483
- [31] Frost W, Samiepour M, Hirohata A. *J Magn Magn Mater*[J], 2019, 100: 104
- [32] Wu Y, Zhang J, Wang Z C *et al. Appl Phys*[J], 2014, 773: 779
- [33] Wang Ke, Xu Zhan, Huang Ya *et al. Mater Des*[J], 2016, 557: 562
- [34] You C Y, Fu H R, Zhang X *et al. J Magn Magn Mater*[J], 2015, 377: 276
- [35] Saravanan L, Raja M M, Prabhu D *et al. Mater Res Bull*[J], 2018, 118: 124
- [36] Saravanan L, Raja M M, Prabhu D *et al. J Magn Magn Mater*[J], 2018, 267: 273
- [37] Gabor M S, Petrisor T, Tiusan C *et al. J Appl Phys*[J], 2013, 131: 215
- [38] Gabor M S, Belmeguenai M, Petrisor T *et al. Phys Rev B*[J], 2015, 92(5): 054433
- [39] Wen Zhenchao, Hadorn J P, Okabayashi J *et al. Appl Phys Express*[J], 2017, 10(1): 013003
- [40] Wu Y, Xu X G, Li L *et al. Phys Status Solidi (a)*[J], 2016, 213(10): 2780
- [41] Wu Di, Zhang Zhe, Li Le *et al. Sci Rep*[J], 2015, 5: 12352
- [42] Belmeguenai M, Gabor M S, Petrisor T *et al. J Appl Phys*[J], 2015, 117: 372
- [43] Gabor M S, Petrisor T, Nasui M *et al. Phys Rev Applied*[J], 2020, 13: 054039
- [44] Garello K, Avci C O, Miron I M *et al. Appl Phys Lett*[J], 2014, 105(21): 212402
- [45] Avci C O, Garello K, Miron I M *et al. Appl Phys Lett*[J], 2012, 100(21): 212404
- [46] Cubukcu M, Boule O, Drouard M *et al. Appl Phys Lett*[J], 2014,

- 104(4): 042406
- [47] Loong L M, Deorani P, Qiu X *et al. Appl Phys Lett*[J], 2015, 107(2): 022405
- [48] Suzuki T, Fukami S, Ishiwata N *et al. Appl Phys*[J], 2011, 98: 309
- [49] Ung Hwan Pi, Kee Won Kim, Ji Young Bae *et al. Appl Phys*[J], 2010, 97: 813
- [50] Gabor M S, Mos R B, Jr T P *et al. J Phys D: Appl Phys*[J], 2016, 49: 365003
- [51] Wang L Z, Shi K W, Peng S Z *et al. Jpn J Appl Phys*[J], 2019, 58: 050903
- [52] Wen Z, Kim J, Sukegawa H *et al. AIP Adv*[J], 2016, 6: 056307
- [53] Chuang T C, Pai C F, Huang S Y. *Phys Rev Appl*[J], 2019, 11: 061005
- [54] He C L, Razavi A, Wei J W *et al. Appl Phys Lett*[J], 2020, 117(17): 172406
- [55] Kato Y K, Myers R C, A C Gossard *et al. Science*[J], 2004, 1910: 1913
- [56] Wakamura T, Akaike H, Omori Y *et al. Nature Materials*[J], 2015, 14(7): 675
- [57] Nguyen H D K, Yugo U, Pham N H. *Nat Mater*[J], 2018, 17: 808
- [58] Tong Shucheng (童树成), Lu Jun (鲁 军), Miao Bingfeng(缪冰锋) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2021, 40(10): 743
- [59] Fang Mei(方 梅), Guo Wang(郭 旺), Li Yuquan(李郁泉) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2021, 40(10): 729
- [60] Yu G Q, Upadhyaya P, Fan Y B *et al. Nature Nanotechnology*[J], 2014, 9: 548
- [61] Chen T Y, Chan H I, Liao W B *et al. Phys Rev Appl*[J], 2018, 80: 85
- [62] Van den brink A, Vermeij G, Solignac A *et al. Nat Commun*[J], 2016, 7(1): 10854

Recent Developments in Co-Based Heusler Alloys Research

Xu Mingyang¹, Li Minghua¹, Zhang Yao¹, Liu Peiqiao¹, Li Kuo¹, Wang Dongwei², Yu Guanghua¹

(1. Department of Material Physics and Chemistry, College of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. CAS Key Laboratory of Standardization and Measurement for Nanotechnology, CAS Center for Excellence in Nanoscience, National Center for Nanoscience and Technology, Beijing 100190, China)

Abstract: Co-based Heusler alloy is a kind of intermetallic compound with highly ordered crystal structure. Its chemical composition is usually expressed by Co_2XY , where X is a transition metal element and Y is a main group element. Compared with other materials, it has higher spin polarizability, higher Curie temperature and lower damping factor. Based on these excellent characteristics, Co-based Heusler alloy has great application prospects in spin valves, tunnel junctions and semiconductor spin field effect transistors. In this paper we reviewed recent international studies on Co-based Heusler alloys on perpendicular magnetic anisotropy and spin-orbit torque. We also summarized the influencing factors of perpendicular magnetic anisotropy and spin-orbit torque from the aspects of alloy composition, microstructure, magnetic layer thickness, buffer layer material, oxide layer material, element diffusion, etc., which will help us better understand its deep-seated physical mechanism, as well as the challenges and prospects in future research.

Key words: Co-based Heusler alloy; perpendicular magnetic anisotropy; spin-orbit torque; influencing factors

Corresponding author: Li Minghua, Ph. D., Professor, Department of Materials Physics and Chemistry, College of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332342, E-mail: mhli@ustb.edu.cn