

基于轻金属 Cr 垂直磁化多层膜中轨道霍尔磁电阻研究*

杨书懿¹⁾²⁾ 刘晋楠¹⁾²⁾ 刘欢¹⁾²⁾ 李栋^{1)2)†} 全志勇^{1)2)‡}

- 1) (山西师范大学材料科学与工程学院, 磁性分子与磁信息材料教育部重点实验室, 太原 030031)
- 2) (山西师范大学材料科学研究院, 先进磁性材料与器件山西省重点实验室, 太原 030031)

摘要

轨道霍尔磁电阻效应是研究轨道流输运和轨道角动量-磁矩相互作用的有效手段, 近年来引起研究者广泛关注. 但轻金属/磁性材料异质结构中受限于轨道流-自旋流转换效率低, 磁电阻数值普遍偏小. 本文中, 我们利用轻金属 Cr 的轨道霍尔效应提供轨道流, 通过重金属 Pt 提升轨道流-自旋流转换效率, 在垂直磁化 Cr(*t*)/[Co/Pt]₃ 多层膜体系中获得室温下 1.6×10^{-3} 的轨道霍尔磁电阻, 高出以前同类实验报道 1 个数量级. 同时, 利用 Cr 厚度与磁电阻变化关系拟合出 Cr 中轨道流扩散长度约为 0.93 nm, 远小于以前的实验报道. 进一步, 在 Cr/Pt/Co/Pt 多层膜中, 利用重金属 Pt 插层提高轨道流-自旋流转换效率, 通过轨道霍尔效应和自旋霍尔效应共同作用, 有效提升体系磁电阻值达到 4.5×10^{-3} . 这些结果对理解轨道-磁序耦合机制以及发展低功耗自旋轨道电子器件提供重要实验依据.

关键词: 轨道霍尔效应; 轨道霍尔磁电阻; 垂直磁各向异性

PACS: 72. 25. Ba, 75. 50. Bb, 79. 60. Jv, 75. 30. Gw

*国家自然科学基金 (批准号: 52171183) 资助的课题.

†通讯作者. E-mail: lidong@sxnu.edu.cn

‡通讯作者. E-mail: quanzy@sxnu.edu.cn

1 引言

自旋电子学 (spintronics) 以电子的自旋自由度为信息载体, 为实现低功耗、高速度和非易失性电子器件提供了新途径. 在该研究领域中, 自旋流 (spin current) 的产生、调控与探测是基本物理问题之一^[1,2], 其产生的物理机制主要有自旋霍尔效应 (spin Hall effect, SHE) 和界面 Rashba 效应. SHE 源于材料自旋轨道耦合 (spin-orbit coupling, SOC) 的体效应, 将纵向电荷流转换为横向自旋流; 而界面 Rashba 效应起源于反演对称性破缺界面, 通过 SOC 界面自旋动量锁定产生自旋积累^[3,4]. 在具有强 SOC 的材料中, SHE 不仅为自旋轨道转矩 (spin-orbit torque, SOT) 驱动磁化翻转提供自旋流^[5,6], 还引入了很多重要的磁电输运相关效应, 其中重金属/磁性多层膜体系中自旋霍尔磁电阻 (spin Hall magnetoresistance, SHMR) 是代表性的物理效应之一^[7-10]. SHMR 起源于由 SHE 产生的自旋流在重金属/磁性材料界面处与磁化方向相关的吸收与反射过程, 反射回重金属的自旋流通过逆自旋霍尔效应 (inverse spin Hall effect, iSHE) 重新转化为电荷流, 从而导致电阻随磁性材料中磁化方向发生变化. 自 SHMR 在重金属/磁绝缘体体系中被提出以来, 该效应已被广泛用于研究自旋输运参量、界面自旋混合电导以及自旋流与磁有序之间的相互作用, 并推广到反铁磁体和复杂磁结构体系^[11,12].

然而, SHMR 的物理机制本质上依赖于强 SOC, 这在一定程度上限制了材料体系的选择. 近年来, 轨道自由度在角动量输运中的作用逐渐受到国内外研究者关注^[13-16]. 理论研究表明, 即使在 SOC 较弱的材料中, 电子能带中仍可能形成非平庸的轨道角动量 (orbital angular momentum, OAM) 纹理. 在电场作用下, 这些轨道纹理会产生横向轨道流 (orbital current), 这种效应称为轨道霍尔效应 (orbital Hall effect, OHE) 或者轨道 Rashba-Edelstein 效应 (orbital Rashba-Edelstein effect, OREE)^[17,18]. 轨道流注入磁性材料中产生转矩, 即是轨道转矩 (orbital torque, OT)^[19,20]. 与自旋流相比, 轨道流具有诸多优点: (1) OHE 和 OREE 均可存在于 SOC 较弱的轻金属中, 说明轨道流材料选择更为广泛; (2) 很多轻金属体系中轨道霍尔电导显著大于自旋霍尔电导, 且具有较长的扩散长度, 意味着轨道流具有更高的角动量输运效率^[21]; (3) 源于轨道流的 OT 具有远高于 SOT 的转矩效率^[20].

近年来, 轨道流相关研究主要集中在 OHE 的物理机制和新材料探索、轨道

流-自旋流转换效率、OAM 传输机制以及轨道流驱动磁化翻转等方面^[22]. 轨道霍尔/Rashba-Edelstein 磁电阻效应 (orbital Hall/Rashba-Edelstein magnetoresistance, OHMR/ORMR) 是探究轨道流运输机制的重要手段, 其产生机制与轨道流在轻金属/磁性材料界面处磁矩的相互作用有关, 其反射与吸收行为依赖于磁化方向, 反射的轨道流通过逆轨道霍尔效应 (inverse orbital Hall effect, iOHE) 转换为电荷流, 从而导致纵向电阻变化. 目前有关 OHMR/ORMR 的实验报道还较少^[23,24]. 2022 年, Ding 等人利用弱 SOC 材料 CuO_x 提供轨道流, 在 Py/CuO_x 体系中首次实现与轨道流运输相关的 ORMR, 证实了 OAM 可以在低 SOC 材料中传输^[25]. 2023 年, Hayashi 等人在 Ni/Ti 双层膜中观测到显著的 OHMR 信号 (其中轻金属 Ti 的 SOC 极弱), 为 OAM 与磁矩相互作用提供了直接的实验证据^[26]. 然而, 目前 OHMR/ORMR 的研究仍处于起步阶段, 尚存在若干亟待解决的问题. 首先, 目前报道的 OHMR/ORMR 信号幅值普遍较小, 通常为 10^{-5} – 10^{-4} 量级, 轨道流-自旋流转换效率较低, 这严重阻碍其未来在自旋电子器件中的应用^[25-27]; 其次, 现有研究主要集中在面内磁化体系中, 在垂直磁各向异性 (perpendicular magnetic anisotropy, PMA) 磁性金属体系中相关研究极少^[28].

本文中, 我们利用轻金属 Cr 提供轨道流, 通过重金属 Pt 提升轨道流-自旋流转化效率, 在垂直磁各向异性 $\text{Cr}(t)/[\text{Co}/\text{Pt}]_3$ 多层膜中实现了室温下 1.6×10^{-3} 的 OHMR, 相对以前的报道提高至少 1 个数量级^[25,26]. 同时, 利用 OHMR 随 Cr 厚度变化关系拟合出 Cr 中轨道流扩散长度约为 0.93 nm, 远小于以前的实验报道^[25,26]. 并在 $\text{Cr}/\text{Pt}/\text{Co}/\text{Pt}$ 多层膜中, 利用 Pt 插层的高轨道流-自旋流转换效率, 通过 OHE 和 SHE 共同提升体系磁电阻数值达到 4.5×10^{-3} . 这些结果为轨道流运输物理机制理解以及高密度自旋电子器件应用提供重要实验支撑.

2 实验

采用磁控溅射方法在氧化的 Si 基片上室温制备了 $\text{Cr}(t \text{ nm})/[\text{Co}(0.4 \text{ nm})/\text{Pt}(0.7 \text{ nm})]_3$ 磁性多层膜 (简称为 $\text{Cr}(t)/[\text{Co}/\text{Pt}]_3$, 这里 Cr 厚度 $t = 1-16$). 实验过程中磁控溅射样品生长室本底真空为 3.75×10^{-10} Torr; Cr 的沉积压强为 2.70×10^{-3} Torr, 沉积功率为 30 W, Pt 的沉积压强为 1.65×10^{-3} Torr, 沉积功率为 15 W, Co 的沉积压强为 5.35×10^{-3} Torr, 沉积功率为 30 W; 通过膜厚仪标定确定时间的薄膜厚度, 估算出薄膜生长速率分别为 0.022 nm/s (Cr)、0.012 nm/s (Pt) 和 0.011 nm/s (Co).

并采用相同实验条件在氧化 Si 基片上制备了 Cr(8 nm)/Co(1.5, 2.5 nm)/Cr(8 nm)、Pt(1 nm)/Co(1 nm)/Pt(0.9 nm)和 Cr(3 nm)/Pt(1 nm)/Co(1 nm)/Pt(0.9 nm)多层膜（分别简称为 Cr/Co(1.5, 2.5)/Cr、Pt/Co/Pt 和 Cr/Pt/Co/Pt）。通过标准光刻工艺和氩离子束蚀刻技术，将上述多层膜样品加工成宽度为 10 μm 的霍尔器件。采用综合物性测量系（PPMS）室温下测试了样品的反常霍尔电阻和不同平面的磁电阻效应。

3 结果与讨论

3.1 轨道霍尔磁电阻物理机制和样品磁性

图 1(a,b)展示了 Cr(t)/[Co/Pt]₃ 多层膜中 OHMR 物理机制示意图。类似于 SHMR 中重金属 SHE 产生的自旋流在重金属/磁性材料界面处发生反射与吸收引起磁电阻效应，OHMR 来源于轻金属中 OHE 产生的轨道流在轻金属/铁磁材料界面处发生反射与吸收。如图 1(a)所示，当 Cr 层通过 OHE 将电荷流 (J_c) 转换为轨道流 (J_o)，并向上注入铁磁层，轨道流极化方向（也就是 OAM 方向）与 [Co/Pt]₃ 层中磁矩 (\mathbf{M}) 相互垂直（磁矩方向与足够大外磁场方向一致），这时轨道流会对磁性层施加 OT，并被磁性层有效吸收；相反，如图 1(b)所示，当轨道流极化方向与 [Co/Pt]₃ 层中磁矩平行时，由于 OT 的缺失，磁性层对轨道流的吸收显著减弱，从而使轨道流在界面处发生最大程度的反射。也就是说，当 OAM 与磁矩方向平行时，界面对轨道流的反射达到最大，从界面反射回来的轨道流在 Cr 层中通过 iOHE 重新转换为电荷流；而当 OAM 与磁化方向垂直时，反射则最小，通过 iOHE 转换的电荷流也最小。由于 iOHE 产生的电荷流与界面反射的轨道流成正比，所以，Cr(t)/[Co/Pt]₃ 多层膜的电阻随磁矩方向发生变化，也就是图 1(a)为高电阻态，而图 1(b)为低电阻态。这里需要指出的是，铁磁材料的磁矩为自旋磁矩和轨道磁矩的耦合，大部分铁磁金属中轨道磁矩会被晶体场冻结，所以铁磁磁矩主要来源于自旋磁矩；但是轨道流输运时会携带 OAM，而不会携带自旋角动量（spin angular momentum, SAM），所以在没有额外机制参与时磁矩的交换耦合作用只作用于自旋，OAM 不会直接参与交换耦合。轨道流与铁磁磁矩的耦合需要通过 SOC 将轨道流转换为自旋流，然后自旋流再和磁矩发生交换耦合作用，产生力矩。在 Cr(t)/[Co/Pt]₃ 体系中，铁磁层 [Co/Pt]₃ 包含强 SOC 的重金属 Pt，当轨道流注入 [Co/Pt]₃ 时，SOC 会将 OAM 高效转换为 SAM，进而与磁矩发生耦合

作用^[29], 在磁矩方向与自旋极化方向平行和垂直时, 磁矩对自旋流的吸收和反射存在差异, 表现出显著的磁电阻效应, 即 OHMR.

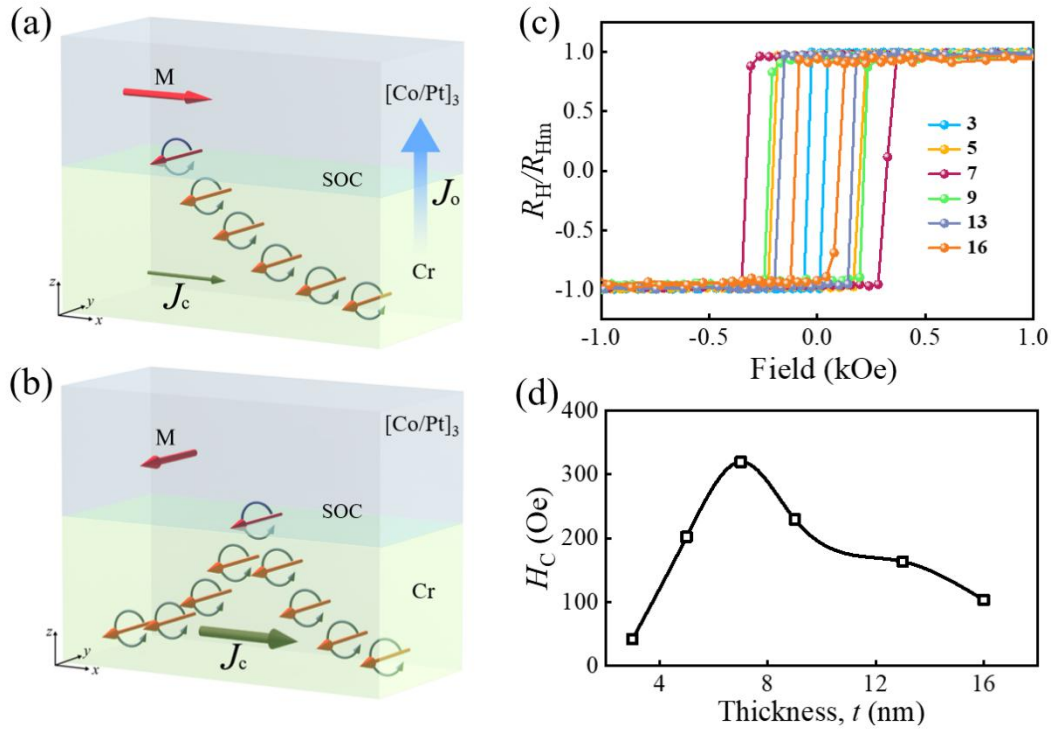


图 1 (a,b) Cr(*t*)/[Co/Pt]₃ 多层膜中 OHMR 物理机制示意图, 其中电荷流 J_c 沿+x 轴方向施加; 该电荷流通过 OHE 在体系中产生一个沿-y 轴极化 (橙色箭头) 的轨道流 J_o , 沿+z 轴方向注入铁磁层; 当 [Co/Pt]₃ 中磁矩 M (红色箭头) 与轨道流极化方向垂直 (a) 时体系为高电阻态, 与轨道流极化方向平行 (b) 时为低电阻态; (c,d) Cr(*t*)/[Co/Pt]₃ 多层膜的室温归一化反常霍尔曲线 (c) 和矫顽力随 Cr 厚度变化关系 (d)

Fig. 1. (a,b) Schematic of OHMR mechanism in Cr(*t*)/[Co/Pt]₃ multilayers. A charge current J_c is applied along the +x direction; it generates an orbital current polarized along the -y direction (orange arrows) via OHE, which is injected into the ferromagnetic layer along the +z direction. When the magnetization M (red arrows) in [Co/Pt]₃ is perpendicular to the orbital current polarization (a), exhibiting a high-resistance state; whereas when M is parallel to the orbital current polarization (b), causing a low-resistance state; (c,d) Room-temperature normalized anomalous Hall curves of the Cr(*t*)/[Co/Pt]₃ multilayers (c) and the dependence of the coercive field on the Cr thickness (d).

实验中通过反常霍尔效应表征 Cr(*t*)/[Co/Pt]₃ 多层膜的室温磁性. 图 1(c)为不同 Cr 厚度多层膜样品的归一化反常霍尔曲线, 表现出良好的垂直磁各向异性.

随 Cr 厚度增加，样品矫顽力呈现出先增加后减小的趋势，在 Cr 厚度为 7 nm 时矫顽力具有最大值；这种变化趋势可能与 Cr 表面粗糙度和/或应力随厚度的变化有关，不同粗糙度和/或应力会诱导[Co/Pt]₃不同取向，进而影响体系的垂直磁各向异性和矫顽力^[30,31]。

3.2 轨道霍尔磁电阻效应与 Cr 厚度的关系

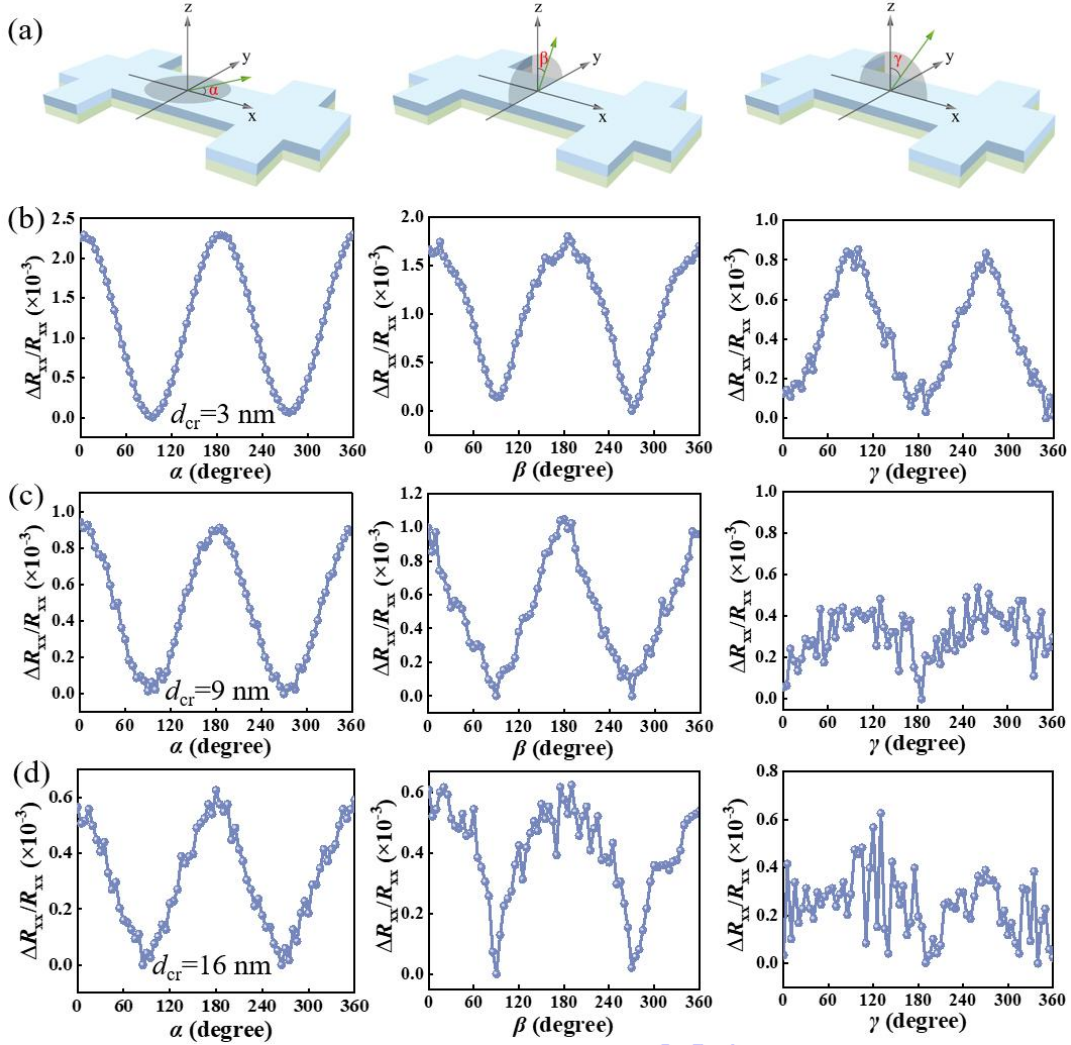


图 2 (a) 样品霍尔巴结构以及在 xy 、 yz 和 xz 平面内磁电运输测量示意图；(b-d) 不同 Cr 厚度 $\text{Cr}(t)/[\text{Co}/\text{Pt}]_3$ ($t=3, 9, 16$) 多层膜中 $\Delta R_{xx}/R_{xx}$ 随 α 、 β 和 γ 扫描角的变化关系；测试外磁场为 10 kOe，测试温度为室温

Fig. 2. (a) Schematic of the Hall bar geometry and the magnetotransport measurement configurations in the xy , yz , and xz planes. (b-d) Angular dependence of $\Delta R_{xx}/R_{xx}$ as a function of the scanning angles α , β , and γ in $\text{Cr}(t)/[\text{Co}/\text{Pt}]_3$ multilayers with different Cr thicknesses ($t=3, 9, 16$) at room temperature. The applied external magnetic field is 10 kOe.

图 2(a)展示了 $\text{Cr}(t)/[\text{Co}/\text{Pt}]_3$ 霍尔器件电输运测试示意图和外磁场在 xy 、 yz 和 xz 平面内的扫描情况，其中 α 为 xy 平面内扫描角， β 为 yz 平面内扫描角， γ 为 xz 平面内扫描角. 图 2(b-d)为 $\text{Cr}(t)/[\text{Co}/\text{Pt}]_3$ ($t=3,9,16$) 样品在 xy 、 yz 和 xz 平面内的室温磁电阻曲线. 这里磁电阻 (MR) 定义式为: $\text{MR} = \Delta R_{xx}/R_{\min} = (R_{xx} - R_{\min})/R_{\min}$ 计算，其中 R_{xx} 表示纵向电阻， R_{\min} 表示最小纵向电阻. 由图 2 可见，三个样品均表现出显著室温磁电阻效应，其中 Cr 厚度为 3 nm 样品磁电阻值最大，在 xy 、 yz 和 xz 平面内 MR 值分别为 0.23%、0.16%和 0.09%.

从轨道流和磁矩方向关系可分析磁电阻的来源. 如图 1(a,b)所示, 当足够大外磁场在 yz 平面内扫描时，铁磁层磁矩与界面处沿 $-y$ 轴方向极化的轨道流会交替出现垂直和平行关系，此时磁电阻为 OHMR，且满足 $\text{OHMR} \sim \cos^2\beta$ ；而外磁场在 xz 平面内扫描时，铁磁层磁矩始终垂直轨道流方向，不满足 OHMR 产生条件，所以 xz 平面的磁电阻为各向异性磁电阻 (AMR)；当外磁场在 xy 平面内扫描时，磁电阻由 OMR 和 AMR 共同贡献^[30]. 这里需要指出，由于体系中 Hanle 磁电阻贡献远小于以上磁电阻值^[32]，因此可以不予考虑.

由以上分析可知，磁场在 yz 平面内扫描（即 β 扫描）时产生的 MR 为 OHMR. 图 3(a)为 $\text{Cr}(t)/[\text{Co}/\text{Pt}]_3$ 样品 OHMR 随 Cr 厚度的变化，当 Cr 厚度为 1–3 nm 时 OHMR 数值最大，约为 1.6×10^{-3} ，这一数值远超以前文献报道数值^[25,26,29]. 其原因主要是由于 $[\text{Co}/\text{Pt}]_3$ 铁磁层具有较大的 SOC，在 Cr 与 $[\text{Co}/\text{Pt}]_3$ 界面处实现了轨道流到自旋流的高效转换^[29]，这也印证了 OAM 不能直接与磁矩发生作用，需要通过 SOC 转换为 SAM 才能和磁矩发生作用^[33]. 随着 Cr 厚度继续增加，OHMR 逐渐减小，当 $t = 16$ nm 时，OHMR 仅为 $\sim 0.6 \times 10^{-3}$. 这种单调减小主要来源于金属 Cr 变厚引起的分流效应. 图 3(b)为面内磁各向异性 $\text{Cr}/\text{Co}(1.5, 2.5)/\text{Cr}$ 霍尔巴结构（体系中不存在强 SOC）的室温 R_{xx} 随扫描场变化曲线，由图可见，几乎没有磁电阻信号，进一步支撑了强 SOC 在 OHMR 中的重要性. 图 3(b)插图为 5 nm 厚度单层 Cr 薄膜的磁电阻曲线，可以看到，单层 Cr 没有明显磁电阻现象，排除 $\text{Cr}(t)/[\text{Co}/\text{Pt}]_3$ 样体系中磁电阻来源于 Cr 的可能性.

通常，轨道流在非磁性金属中的扩散长度可以用自旋扩散模型进行拟合. 图 3(a)中黑线为 $\text{Cr}(t)/[\text{Co}/\text{Pt}]_3$ 体系的 OHMR 拟合曲线，拟合公式如下^[34,35]：

$$\text{OHMR} \sim \theta_{\text{OH}}^2 \cdot \frac{\lambda_N}{t} \cdot \frac{\tanh(t/\lambda_N)}{1+\xi} \left[1 - \frac{1}{\cosh(t/\lambda_N)} \right] \quad (1)$$

这里, θ_{OH} 和 λ_{N} 分别是轻金属 Cr 的轨道霍尔角和轨道扩散长度. t 是 Cr 层厚度. $\xi = (\rho_{\text{N}} t_{\text{F}}) / (\rho_{\text{F}} t)$ 描述了磁性层的分流效应, 其中 ρ_{F} 和 t_{F} 分别代表 $[\text{Co}/\text{Pt}]_3$ 层的电阻率和厚度, ρ_{N} 是 Cr 的电阻率, 拟合中电阻率分别为: $\rho_{\text{Cr}} = 86.65 \mu\Omega \cdot \text{cm}$, $\rho_{[\text{Co}/\text{Pt}]_3} = 33.33 \mu\Omega \cdot \text{cm}$. 可见, OHMR 数据与拟合曲线在 Cr 较薄时不能很好拟合, 反映了轨道流和自旋流的扩散机制具有较大差别. 由图 3(a) 中不完美的拟合结果可估算出 Cr 中轨道扩散长度约为 0.93 nm, 这一数值远小于文献报道^[22, 26], 这说明金属 Cr 中轨道角动量传输具有较强局域性和快速弛豫.

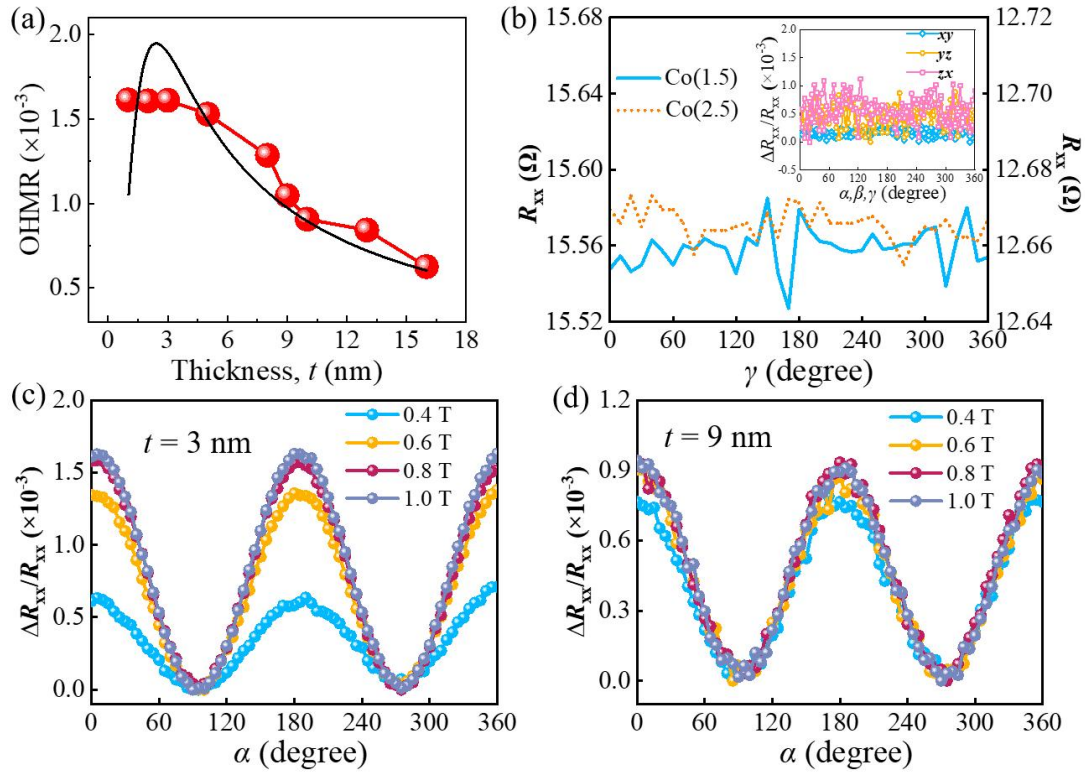


图 3 (a) Cr(t)/[Co/Pt]₃ 样品中 OHMR 随 Cr 厚度的变化关系, 黑线为拟合曲线; (b) Cr/Co(1.5, 2.5)/Cr 霍尔巴结构的室温 R_{xx} 随扫描角 γ 的变化曲线, 插图为 5 nm 厚度单层 Cr 薄膜的磁电阻曲线; (c,d) Cr(t)/[Co/Pt]₃ ($t = 3, 9$ nm) 样品中 MR 随外加磁场的变化

Fig. 3. (a) Cr-thickness dependence of the OHMR in Cr(t)/[Co/Pt]₃ samples. The black line represents the fitted curve. (b) R_{xx} vs γ of Cr/Co(1.5, 2.5)/Cr Hall bar at room temperature. The inset shows the MR curve of the 5 nm thick single-layer Cr film. (c,d) Magnetic-field dependence of MR in Cr(t)/[Co/Pt]₃ samples with $t=3$ and 9 nm.

图 3(c,d) 显示了在不同外加磁场 (0.4–1 T) 下, Cr(t)/[Co/Pt]₃ ($t = 3, 9$) 样品在 xy 平面内 (见图 2) MR 曲线. 由图可见, 对于 Cr 厚度为 3 nm 样品, 当外加磁场

为 0.4 T 时，其 MR 数值明显小于更大磁场下的数值，这说明 0.4 T 的面内磁场不足以使垂直膜面方向的 Co 磁矩完全沿面内方向排列，0.8 T 磁场基本可以将 Co 磁矩取向到面内方向，这说明 Cr 厚度 3 nm 的样品具有较强的垂直磁各向异性；Cr 厚度为 9 nm 样品中不同外磁场对应的 MR 曲线差距显著减小，说明样品的垂直磁各向异性减弱. 这些结果与图 1(b)中的数据一致.

3.3 轨道霍尔磁电阻效应与循环周期的关系以及 Pt 的加强作用

为进一步提升 OHMR，实验中探索了界面效应和重金属 Pt 插层对 OHMR 的影响. 图 4(a)所示为通过增加循环周期数 n 制备的垂直磁各向异性 $[\text{Cr}(2)/[\text{Co}/\text{Pt}]_3]_n$ ($n=1,2,3$) 样品室温磁电阻曲线. 由图可见，随周期数增加， yz 平面内 OHMR 数值基本不变，这说明 $\text{Cr}(2)/[\text{Co}/\text{Pt}]_3$ 体系中 OHMR 对界面效应不敏感，这可能与金属 Cr 的分流效应或界面粗糙度有关^[36, 37].

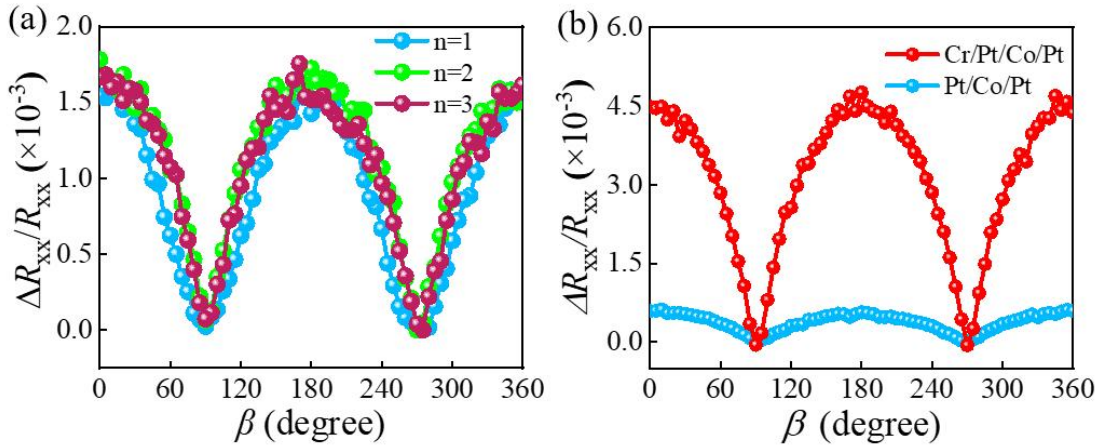


图 4 (a) $[\text{Cr}(2)/[\text{Co}/\text{Pt}]_3]_n$ ($n=1,2,3$) 样品的室温 OHMR； (b) Pt/Co/Pt 和 Cr/Pt/Co/Pt 样品的室温 MR 曲线

Fig. 4. (a) Room-temperature OHMR of $[\text{Cr}(2)/[\text{Co}/\text{Pt}]_3]_n$ samples with $n=1,2,3$. (b) Room-temperature magnetoresistance curves of the Pt/Co/Pt and Cr/Pt/Co/Pt samples.

利用以上实验中重金属 Pt 的高轨道流-自旋流转换效率，设计了 Pt 插层对 OHMR 的提升方案. 图 4(b)为 Pt/Co/Pt 和 Cr/Pt/Co/Pt 样品室温 MR 曲线, Pt/Co/Pt 中 MR 为 SHMR，来源于上下层重金属 Pt 的 SHE，而 Cr/Pt/Co/Pt 中 MR 来源于底层轻金属 Cr 的 OHE 和顶层重金属 Pt 的 SHE^[33]，其数值达到 4.5×10^{-3} ，远高于 Pt/Co/Pt 样品. 对 Cr/Pt/Co/Pt 样品而言，MR 为 OHMR 和 SHMR 的共同作用：Cr 中携带 OAM 的轨道流通过超薄重金属 Pt 插层转换为携带 SAM 的自旋流，向

上注入铁磁金属 Co 层产生 OHMR; 上层 Pt 中自旋流向下注入 Co 层产生 SHMR, 共同提升 MR. 根据图 4(b)中磁电阻数值, 可以近似估算出 Cr/Pt/Co/Pt 样品中 OHMR 贡献约为 SHMR 的 6.5 倍. 可见, 重金属 Pt 插层可显著增加轨道流-自旋流转换效率, 要实现高的 OHMR, 强 SOC 具有重要作用, 这与图 3(b)中 Cr/Co(1.5, 2.5)/Cr 没有观察到明显 MR 信号一致. 这里需要指出, [Cr(2)/[Co/Pt]₃]_n 和 Cr/Pt/Co/Pt 样品的磁电阻曲线形状差异是由于样品的垂直磁各向异性不同导致.

4 结论

我们采用磁控溅射法制备了 Cr 基多层膜结构, 研究了 Cr 厚度及强 SOC 对 OHMR 的影响. 通过调控 Cr 层厚度, 在具有垂直磁各向异性的 Cr(*t*)/[Co/Pt]₃ 多层膜中实现了室温下 1.6×10^{-3} 的 OHMR, 较以往相关报道提升了 1 个数量级; 这一提升主要归因于铁磁层中重金属 Pt 较高的轨道流-自旋流转换效率. 同时, 依据 Cr 厚度与磁电阻变化关系, 拟合出 Cr 中轨道流扩散长度约为 0.93 nm, 显著小于以前实验报道的数值. 此外, 通过引入重金属 Pt 插层优化结构设计, 在 Cr/Pt/Co/Pt 体系中 MR 提高到 4.5×10^{-3} . 这些结果为揭示轨道流输运及其与磁矩相互作用的微观机制提供了关键实验支撑, 并为设计高效率、低功耗的自旋轨道功能器件奠定了基础.

参考文献:

- [1] Žutić I, Fabian J, Sarma S D *Rev. Mod. Phys.* 2004 **76** 323
- [2] Demidov V E, Urazhdin S, Edwards E, Safonov V L, Bertram H N *Phys. Rev. Lett.* 2011 **107** 107204
- [3] Sinova J, Valenzuela S O, Wunderlich J, Hoffmann A, Tserkovnyak Y, Garate I, Franz M, MacDonald A H *Rev. Mod. Phys.* 2015 **87** 1213-1260
- [4] Isasa M, Martínez-Velarte M C, Villamor E, Magén C, Morellón L, De Teresa J M, Ibarra M R, Vignale G, Chulkov E V, Krasovskii E E, Hueso L E, Casanova F *Phys. Rev. B* 2016 **93** 014420.
- [5] Liu L, Pai C, Li Y, Tseng H, Ralph D, Buhrman R *Science* 2012 **336** 555-558
- [6] Chen X, Shi S, Shi G, Fan X, Song C, Zhou X, Bai H, Liao L, Zhou Y, Zhang H, Li A, Chen Y, Han X, Jiang S, Zhu Z, Wu H, Wang X, Xue D, Yang H, Pan F *Nat.*

Mater. 2021 **20** 800-804

[7] Marmion S, Ali M, McLaren M, Williams D, Hickey B *Phys. Rev. B* 2014 **89** 220404

[8] Isasa M, Bedoya-Pinto A, Vélez S, Golmar F, Sánchez F, Hueso L E, Fontcuberta J, Casanova F *Appl. Phys. Lett.* 2014 **105** 142402

[9] Hou D, Qiu Z, Barker J, Sato K, Yamamoto K, Vélez S, Gomez-Perez J M, Hueso L E, Casanova F, Saitoh E *Phys. Rev. Lett.* 2017 **118** 147202

[10] Yang S, Liu J, Wang Z, Liu H, Zhang W, Quan Z *J. Alloys Compd.* 2025 **1045** 184802

[11] Baldrati L, Gomonay O, Ross A, Filianina M, Lebrun R, Ramos R, Leveille C, Fuhrmann F, Riedo T, Tserkovnyak Y, Klaui M *Phys. Rev. Lett.* 2019 **123** 177201

[12] Hoogeboom G, Aqeel A, Kuschel T, Palstra T, Wees B *Appl. Phys. Lett.* 2017 **111** 052409

[13] Lee D, Go D, Park H-J, Jeong W, Ko H W, Yun D, Jo D, Lee S, Go G, Oh J H, Kim K J, Park B G, Min B C, Koo H C, Lee H W, Mokrousov Y, Yang J *Nat. Commun.* 2021 **12** 6710

[14] Zhang W, Zhang A, Han Y, Luo X, Gong F, Wang Z, Luo Y, Li D, Zeng Z, Quan Z, Xu X *Appl. Phys. Lett.* 2025 **126** 172401

[15] Pu Y, Shi G, Bai H, Chen X, Zhang C, Li Z, Elyasi M, Yang H *Phys. Rev. Lett.* 2026 **136** 046701

[16] Chen F, Wang P, Zhang Z, He K, Feng Z, Zhang D *Acta Phys. Sin.* 2025 **74** 137501 [陈锋, 王平, 张志佳, 何康, 冯正, 张德林 物理学报 2025 **74** 137501]

[17] Go D, Jo D, Kim C, Lee H *Phys. Rev. Lett.* 2018 **121** 086602

[18] Jo D, Go D, Lee H *Phys. Rev. B* 2018 **98** 214405

[19] Kim J, Otani Y *J. Magn. Magn. Mater.* 2022 **563** 169974

[20] Ding S, Ross A, Go D, Baldrati L, Ren Z, Freimuth F, Becker S, Kammerbauer F, Yang J, Mokrousov Y *Phys. Rev. Lett.* 2020 **125** 177201

[21] Pu Y, Shi G, Bai H, Li X, Zhang Y, Chen L, Zhao H, Wu K, Zhou X, Gao Y, Ma J, Sun W, Zheng L, Guo Z, Shen B *Phys. Rev. Lett.* 2026 **136** 046701

[22] Wang P, Chen F, Yang Y, Li X, Zhang Y, Chen L, Zhao H, Wu K, Zhou X, Gao Y,

- Ma J, Sun W, Zheng L, Guo Z, Shen B *Adv. Electron. Mater.* 2025 **11** 2400554
- [23] Ding S, Liang Z, Go D, Baldrati L, Ren Z, Freimuth F, Becker S, Kammerbauer F, Yang J, Mokrousov Y *Phys. Rev. Lett.* 2022 **128** 067201
- [24] Hayashi H, Ando K *Appl. Phys. Lett.* 2023 **123** 172401
- [25] Choi Y, Jo D, Ko K, Kim J, Lee H *Nature* 2023 **619** 52-56
- [26] Hayashi H, Jo D, Go D, Baldrati L, Ren Z, Freimuth F, Becker S, Kammerbauer F, Yang J, Mokrousov Y *Commun. Phys.* 2023 **6** 32
- [27] Xie H, Zhang N, Ma Y, Li X, Zhang Y, Chen L, Zhao H, Wu K, Zhou X, Gao Y, Ma J, Sun W, Zheng L, Guo Z, Shen B *Nano Lett.* 2023 **23** 10274-10281
- [28] Yang S, Liu J, Liu H, Wang Z, Li X, Zhang Y, Chen L, Zhao H, Wu K, Zhou X, Gao Y, Ma J, Sun W, Zheng L, Guo Z, Shen B *AIP Adv.* 2024 **14** 095206
- [29] Yang Y, Xie Z, Zhao Z, Li X, Zhang Y, Chen L, Zhao H, Wu K, Zhou X, Gao Y, Ma J, Sun W, Zheng L, Guo Z, Shen B *Commun. Phys.* 2024 **7** 336
- [30] Johnson K, Ivett P, Timmons D, Smith J, Brown A *J. Appl. Phys.* 1990 **67** 4686-4688
- [31] Medina M, Giron H, Paucar K, Lopez J, Rodriguez A. *arXiv* 2025
- [32] Vélez S, Golovach V, Bedoya-Pinto A, Nunez A, Hueso L, Casanova F *Rev. Mod. Phys.* 2016 **116** 016603
- [33] Yang Y, Wang P, Chen J, Li X, Zhang Y, Chen L, Zhao H, Wu K, Zhou X, Gao Y, Ma J, Sun W, Zheng L, Guo Z, Shen B *Nat. Commun.* 2024 **15** 8645
- [34] Aguilar-Pujol M, Arango I, Dolan E, Gobbi M, Hueso L, Casanova F *Newton* 2025 **1** 100290 (2025)
- [35] Liu J, Ohkubo T, Mitani S, Hono K, Hayashi M *Appl. Phys. Lett.* 2015 **107** 232408
- [36] Kim J, Sheng P, Takahashi S, Otani Y *Phys. Rev. Lett.* 2016 **116** 097201
- [37] Pütter S, Geprägs S, Schlitz R, Althammer M, Opel M, Gross R, Goennenwein S T *Appl. Phys. Lett.* 2017 **110** 012403

Investigation of orbital Hall magnetoresistance in perpendicularly magnetized Cr-based multilayers*

YANG Shu-Yi¹⁾²⁾ LIU Jin-Nan¹⁾²⁾ LIU Huan¹⁾²⁾ LI Dong^{1)2)†} QUAN Zhi-Yong^{1)2)‡}

1) (*School of Materials Science and Engineering, Key Laboratory of Magnetic Molecules and Magnetic Information Materials of Ministry of Education, Shanxi Normal University, Taiyuan 030031, China*)

2) (*Research Institute of Materials Science, Shanxi Key Laboratory of Advanced Magnetic Materials and Devices, Shanxi Normal University, Taiyuan 030031, China*)

Abstract

Orbital Hall magnetoresistance (OHMR) effect provides a powerful platform for investigating orbital current transport and the coupling between orbital angular momentum and magnetization, and has recently emerged as an important topic in spin-orbitronics. In conventional light-metal/ferromagnet heterostructures, however, the OHMR signal is typically weak due to the intrinsically low efficiency of orbital-to-spin current conversion and limited interfacial transparency, all of which hinder effective transfer of angular momentum to the magnetic layer. In this work, Cr(*t*)/[Co/Pt]₃ multilayers were fabricated by magnetron sputtering, and their OHMR were systematically investigated at room temperature. In this structure, orbital currents are generated via the orbital Hall effect in the light metal Cr layer. The presence of Pt, a heavy metal with strong spin-orbit coupling, plays a dual role: it enhances orbital-to-spin conversion efficiency through spin-orbit interaction, leading to a pronounced modulation of longitudinal resistance via spin-dependent scattering processes. Consequently, a sizable OHMR of 1.6×10^{-3} is achieved at room temperature, which is approximately one order of magnitude larger than previously reported values in similar systems. By quantitatively analyzing the dependence of OHMR on Cr thickness using the spin-diffusion model, the effective orbital diffusion

length in Cr is extracted to be approximately 0.93 nm. This value is significantly shorter than earlier experimental reports, suggesting that orbital transport in Cr is highly localized and likely dominated by rapid orbital relaxation processes. This observation supports a picture in which orbital angular momentum decays over sub-nanometer length scales rather than propagating over long distances. Furthermore, in Cr/Pt/Co/Pt multilayers, the insertion of a Pt spacer layer between Cr and Co enables more efficient conversion of orbital currents into spin currents. At the same time, the spin Hall effect in the top Pt layer generates an additional spin Hall magnetoresistance (SHMR) contribution. The coexistence and synergistic interplay between OHMR and SMR significantly enhance the overall magnetoresistance, yielding a large value of 4.5×10^{-3} , far exceeding that of conventional heavy-metal/ferromagnet bilayers. These results provide important experimental insights into the microscopic mechanisms governing orbital current generation, diffusion, and conversion, and highlight the crucial roles of spin-orbit coupling in optimizing magnetoresistance effects. This work thus offers valuable guidance for the design of high-efficiency, low-power spin-orbitronic devices based on orbital physics.

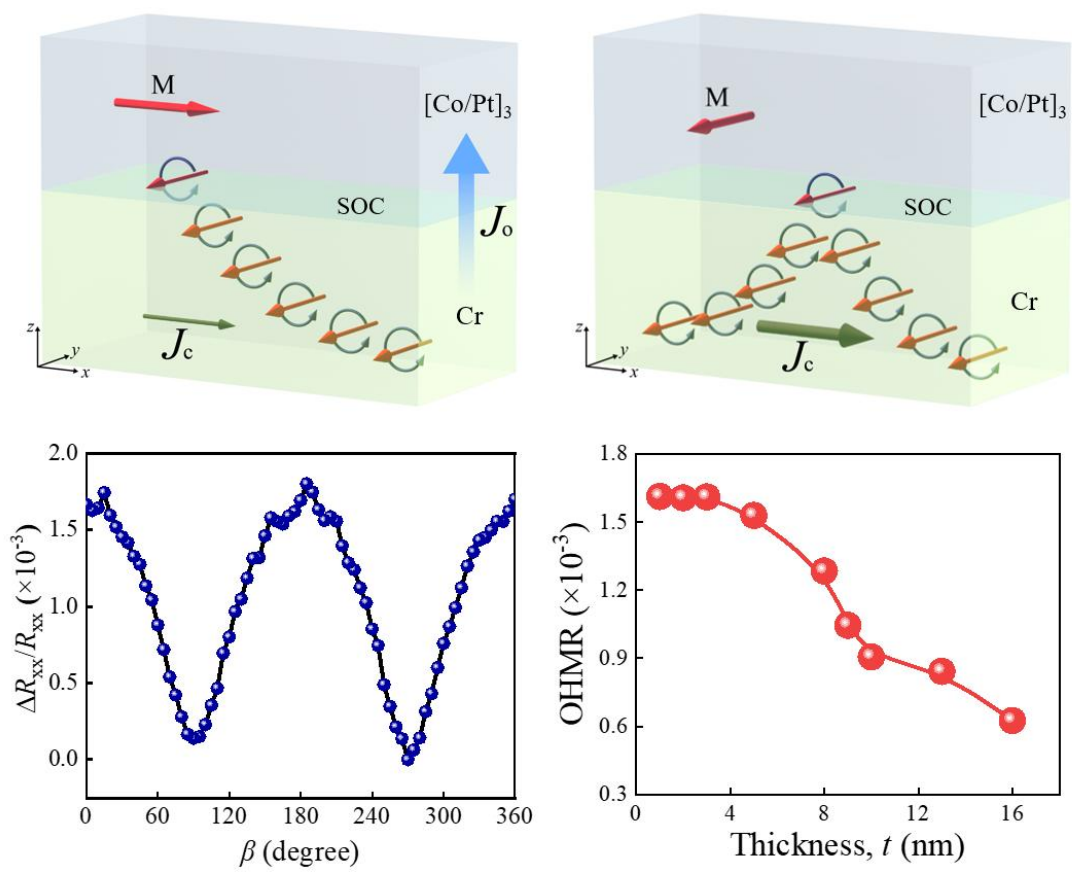
Keywords: orbital Hall effect, orbital Hall magnetoresistance, perpendicular magnetic anisotropy

*Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 52171183).

†Corresponding author. E-mail: lidong@sxnu.edu.cn

‡Corresponding author. E-mail: quanzy@sxnu.edu.cn

摘要图



录用稿件，非最终出版稿