

## 专题: 二维及拓扑自旋物理

## 基于二维磁性材料的自旋轨道力矩研究进展\*

熊宜浓<sup>1)2)</sup> 吴闯文<sup>1)2)</sup> 任传童<sup>1)2)</sup> 孟德全<sup>1)2)</sup> 陈是位<sup>1)2)†</sup> 梁世恒<sup>1)2)‡</sup>

1) (湖北大学物理与电子科学学院, 武汉 430062)

2) (智能感知系统与安全教育部重点实验室, 武汉 430062)

(2023年7月31日收到; 2023年9月15日收到修改稿)

信息技术的高速发展对信息处理与存储器件的性能提出了更高的要求. 同时, 随着器件尺寸不断减小, 传统基于电子电荷属性的半导体器件面临热耗散和量子尺寸效应的难题与挑战, 半导体技术也由此进入后摩尔时代. 区别于传统基于电荷的电子器件, 基于自旋属性的非易失性自旋电子器件不但具有较高的集成度、读写速度及读写次数, 而且可有效避免热耗散, 为信息存储、处理和通信等领域的发展构建了新的技术平台. 近年来, 二维材料凭借其独特的能带结构和丰富的物理性质而备受关注, 特别是二维磁性材料体系在自旋电子学领域展现出极大的研究潜力和应用价值. 本文首先介绍了二维材料常见制备方法, 聚焦概述了二维磁性材料在自旋轨道电子学领域中的研究进展, 最后对本领域研究进行了展望.

**关键词:** 自旋电子学, 二维磁性材料, 自旋轨道力矩**PACS:** 75.47.-m, 85.75.-d, 73.63.-b, 75.70.Tj**DOI:** 10.7498/aps.73.20231244

## 1 引言

随着信息技术的高速发展, 尤其是近些年来“大数据”时代的到来, 全球信息总量呈现出爆炸式增长的趋势, 这对信息的处理与存储都提出了更高的要求, 同时也推动着微电子学器件朝着小尺寸化、高集成化、高读写速度方向发展. 然而, 器件低尺寸化和高集成化的发展愿景却面临着以下 3 个方面的挑战: 1) 物理基础层面, 当器件制备尺寸小于载流子的平均自由程时, 一些传统物理规律将不再适用; 2) 工艺设计层面, 随着半导体技术微型化的高速发展, 传统的半导体设计与制备工艺面临着越来越多的技术难题, 其中包括越来越显著的能耗消耗等难以解决的问题; 3) 经济效益层面, 研发新的半导体制备技术与工艺所需的经济成本将会接

近甚至是超过这些新技术所带来的经济产出效益. 因此, 迫切需要寻找新的思路, 来构建一种存储密度高、读写速度快、稳定性高、能耗低的物理构架. 与此同时, 研究人员越来越意识到如果电子的自旋属性能够像电荷属性一样被有效利用, 无疑将会极大拓展微电子器件的性能, 解决微电子器件的基本瓶颈问题, 为探索未来用于集成电路的新材料、新器件提供更多可能. 其中, 基于自旋轨道耦合 (spin-orbit coupling, SOC) 机制的自旋霍尔效应<sup>[1]</sup> 和 Rashba-Edelstein 效应<sup>[2,3]</sup> 是激发自旋流的主要方法. 通过产生的自旋流扩散到临近磁性层中, 并与磁性层中的局域磁矩进行角动量交换, 产生力矩作用, 从而可以高效、快速地调控磁矩方向. 上述这种基于自旋轨道耦合机制的力矩物理效应, 被称为自旋轨道力矩 (spin orbit torque, SOT) 效应<sup>[4,5]</sup>. 特别是, 在磁性隧道结 (magnetic tunneling junction, MTJ) 结构和 SOT 效应基础上制备的磁性随机存

\* 国家重点研发计划 (批准号: 2022YFE0103300)、国家自然科学基金 (批准号: 12274119)、湖北省自然科学基金 (批准号: 2022CFA088) 和松山湖材料实验室开放研究基金 (批准号: 2022SLABFN04) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: chenshw@hubu.edu.cn

‡ 通信作者. E-mail: shihengliang@hubu.edu.cn

存储器 (magnetic random access memory, MRAM) 具有非易失性、高读写速率、耐久性强、抗离子辐射等优势, 被认为是下一代通用存储器主要路径之一 [6,7].

目前, 关于 SOT 的研究多集中于 5d 重金属 (如 Pt, W, Ta, Hf 等)/铁磁金属异质结. 但是, 现有研究表明, 基于传统 5d 重金属材料的电荷流-自旋流转换效率仍然偏低, 意味着需要较高的电流密度才能产生足够的自旋轨道力矩来驱动磁矩翻转, 因此会使得此类自旋轨道力矩器件具有较高的功耗并对器件稳定性带来挑战 [8,9]. 其次, 在 5d 重金属/铁磁金属异质结中, 基于自旋霍尔效应或界面 Rashba 效应产生的面内极化自旋流或自旋累积, 在驱动垂直磁矩翻转的过程中需要引入额外的辅助磁场以打破磁矩的空间对称性, 这不但额外增加了自旋轨道力矩器件的功耗和制备复杂度, 也不利于自旋轨道力矩器件高密度、高集成度化的发展目标, 阻碍了其实用化发展进程 [10-12].

2004 年, Novoselov 等 [13] 通过机械剥离法从石墨中成功制得原子级厚度的石墨烯, 揭开了二维材料研究的序幕. 相比传统块体材料, 二维材料的原子级厚度 [14]、超净的界面和灵活的堆叠方式 [15] 为新颖物理效应和超低功耗器件的探索提供了巨大的机遇. 与此同时, 随着拓扑材料 (topological materials, TMs) 的兴起 [16], 其具有拓扑保护的能带结构, 多样化的晶体结构和对称性, 强自旋-轨道耦合 [17] 以及可调节的电导率 [18] 为自旋电子学研究提供了理想的物理研究平台. 因此, 基于二维拓扑材料的 SOT 研究逐渐成为了重点探索方向. 例如,

基于二维过渡金属硫族化合物 (transition-metal dichalcogenides, TMDs) 材料  $\text{WTe}_2$  制备的磁性异质结, 可产生非传统的面外自旋轨道力矩并实现全电学调控垂直磁矩翻转 [19]. 可见, 探索二维拓扑材料对自旋电子器件的发展有着非常重要的意义.

本文将介绍二维材料制备方案和物性表征, 并概述近年来二维磁性材料应用在自旋轨道力矩实验方面的研究工作, 最后对本领域研究进行展望.

## 2 二维材料的制备

目前已经被理论预言并通过实验制备出的若干新型二维拓扑材料, 已然成为当前凝聚态物理和新材料领域重要材料载体. 如何制备出物理性能匹配、晶相可控、高质量新型二维拓扑材料, 更是开展基于二维材料的自旋电子学前沿探索的基础. 目前, 制备二维拓扑材料的方法多种多样, 其中, 机械剥离法 (mechanical exfoliation)、液相剥离法 (liquid exfoliation)、化学气相沉积法 (chemical vapor deposition, CVD) 和分子束外延法 (molecular beam epitaxy, MBE) 是制备二维拓扑材料最常见和有效的方法.

### 2.1 机械剥离法

2004 年, Hashimoto 等 [20] 通过剥离方法成功制备出石墨烯和薄层石墨烯. 机械剥离技术 (图 1) 作为最流行的二维材料的制备方法之一 [21], 已广泛应用于二维晶体的制备, 如  $\text{MoS}_2$ ,  $\text{WS}_2$ ,  $\text{WTe}_2$ ,  $\text{MoTe}_2$ ,  $\text{SnS}_2$  和 BP 等材料.

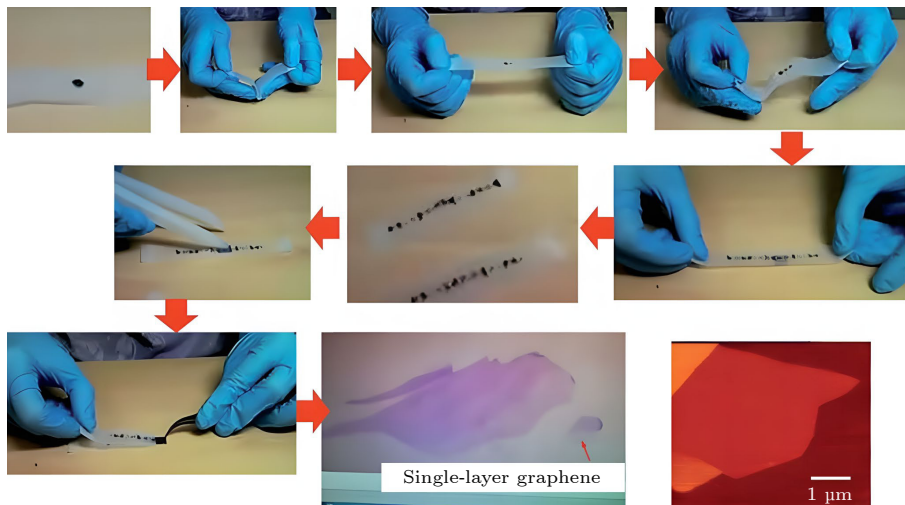


图 1 基于苏格兰胶带的高度定向热解石墨的微机械剥离示意图 [21]

Fig. 1. An illustrative procedure of the Scotch-tape based micro mechanical cleavage of highly oriented pyrolytic graphite [21].

以  $\text{MoTe}_2$  的制备为例, Yi 和 Shen<sup>[21]</sup> 利用胶带机械剥离方法, 获得薄层甚至单层结构, 进而将其转移到目标衬底上进行后续测试研究. Ruppert 等<sup>[22]</sup> 通过机械剥离制备超薄的半导体  $\text{MoTe}_2$  晶体. Jiang 等<sup>[23]</sup>、Wang 等<sup>[24]</sup> 利用胶带将  $\text{MoTe}_2$  单晶从块状晶体剥离到硅晶片上, 并利用光学显微镜对比识别具有不同厚度的薄片样品. 此外, 机械剥离法还可用来制备  $\text{WTe}_2$ , 可参考 Lee 等<sup>[25]</sup>、Woods 等<sup>[26]</sup> 的研究, 先通过化学气相传输 (chemical vapor transportation, CVT) 方法生长  $\text{WTe}_2$  晶体, 然后使用标准胶带法在  $\text{Si}/\text{SiO}_2$  衬底上机械剥离块状晶体获得  $\text{WTe}_2$  薄片, 并对这些薄片进行光学显微镜测试以分析其剥离效果. 其中 Ali 等<sup>[27]</sup> 利用双面胶将单晶剥离至几微米, 并通过蒸发、化学气相沉积、激光烧蚀生长以及后退火等手段提高单晶样品的质量.

然而, 传统的机械剥离方法存在一些不足之处. 二维材料剥离后的样品尺寸通常在几微米到几十微米之间, 难以满足大规模、大面积器件制备需求. 为此, 人们也在不断开发高质量、高效率、大面积制备二维材料的方法.

## 2.2 液相剥离法

液相剥离法 (liquid-phase exfoliation) 是指在液相环境中, 在超声辅助作用下, 采用合适的溶剂对层状材料进行剥离, 并借助离子进入块状材料层间, 通过降低层间范德瓦耳斯力作用得到单层或薄层二维材料结构. Cunningham 等<sup>[28]</sup> 通过反相液相色谱法对液相剥离后的  $\text{MoTe}_2$  单层结构的表面张力进行测量, 证明该类材料的表面能可作为有机溶剂中分散的溶解度参数, 从而达到液相剥离的目的. Coleman 等<sup>[29]</sup> 利用异丙醇等有机溶剂对  $\text{MoTe}_2$  进行剥离, 并获得单层及多层二维  $\text{MoTe}_2$  薄膜. Mao 等<sup>[30]</sup> 通过液体剥离法, 即块晶体与溶剂混

合、超声、离心, 然后收集上清液以去除聚合物, 制得了多层的  $\text{MoTe}_2/\text{WTe}_2$  异质结构, 如图 2 所示. Yu 等<sup>[31]</sup> 利用丙酮液体浸泡、排氧、超声、离心等一系列步骤将批量的  $\text{WTe}_2$ , 剥离成质量良好的单层结构, 并用于进一步表征和实验.

机械剥离和液相剥离是获得高质量少层或单层碲属化合物的最常见方法, 也适用于其他二维层状材料. 然而对于空气中暴露易于降解的二维材料体系则受到一定限制. 此外, 该方法不易应用于规模化制备, 有时剥离后的试样形状不规则、层数难分辨.

## 2.3 化学气相沉积法

自化学气相沉积 (chemical vapor deposition, CVD) 法首次成功地在  $\text{Cu}$  箔上生长单层石墨烯以来, 便逐渐成为制备各种二维材料的主要方法, 包括石墨烯、金属二硫化物 ( $\text{MX}_2$ ,  $M = \text{Mo}, \text{W}, \text{Ta}, \text{Cr}, \text{Nb}, \text{Re}$  等,  $X = \text{Se}, \text{S}, \text{Te}$ ) 以及二维材料基异质结构. 二维材料的性能和应用高度依赖于厚度、几何形貌和晶体取向、缺陷密度和掺杂剂类型等参数性质, 其可通过优化 CVD 生长参数来控制. CVD 的具体制备原理是通过将前驱物加热至汽化, 然后利用载气将蒸发的几种原子或分子混合进行化学反应, 最后在衬底表面沉积材料. CVD 制备方法具有制备可控性高、薄膜质量高、成本低的优势.

如对于一些金属二硫化物  $\text{MX}_2$ , 其生长通常需要两种固体前体, 含金属前体 (如金属箔、金属氧化物、金属氯) 和非金属前体 (如  $\text{S}, \text{Se}, \text{Te}$ ), 二者位于不同的加热区域. 在这种情况下, 金属和非金属前驱体通过加热分别挥发, 并在载气的辅助下在高温反应区输送到衬底. 随后发生化学反应, 在基质上形成  $\text{MX}_2$ . 可见, 仅通过设定温度来精确控制挥发性固体前驱体的数量仍然具有挑战性, 这使

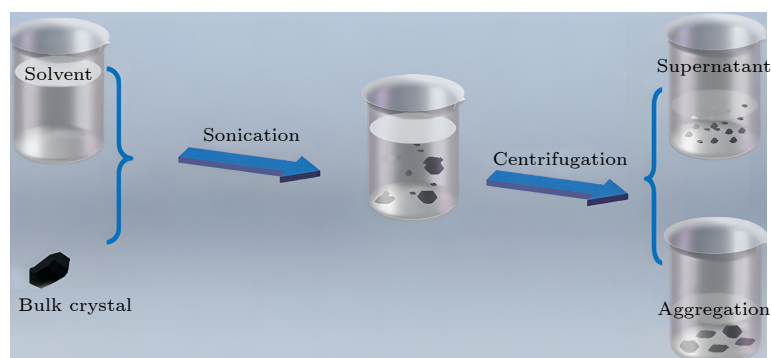


图 2 利用液相剥离方法制备  $\text{MoTe}_2/\text{WTe}_2$  示意图<sup>[30]</sup>

Fig. 2. Schematic diagram of liquid exfoliation method for preparing  $\text{MoTe}_2/\text{WTe}_2$  nanosheets<sup>[30]</sup>.

得有效调节  $MX_2$  的生长过程变得相当困难. 为此, 金属有机前驱体在控制合成二维材料方面具有广阔的前景. 在这方面, Kang 等<sup>[32]</sup> 分别以  $Mo(CO)_6$  和  $W(CO)_6$  为金属前驱体, 以  $(C_2H_5)_2S$  为非金属前驱体, 制备了连续的 4 英寸晶圆级  $MoS_2$  和  $WS_2$  薄膜. Wu 和 Zeng<sup>[33]</sup> 利用  $Bi_2O_3$  和  $Bi_2Se_3$  作为两种分离前驱体成功制备了超薄的  $Bi_2O_2Se$  薄片, 其表现出优异的空气稳定性和高迁移率的半导体行为. 在最近的另一项工作中, Hong 等<sup>[34]</sup> 利用 CVD 在 Cu/Mo 双层衬底上生长了二维层状  $MoSi_2N_4$ , 其中 N 源采用  $NH_3$  气体, Si 源采用纯 Si 板, 所制备的  $MoSi_2N_4$  具有半导体性能, 机械强度高, 环境稳定性好等特点.

在常规的 CVD 系统中, 二维材料的厚度和畴宽只能通过调节相关的生长参数来控制, 包括生长温度、载气和前驱体的气体流量以及腔室压力. 然而, 复杂的中间反应不可避免地导致了膜厚的不均匀性、杂质的吸附和吸附的不均匀性.

## 2.4 分子束外延制备方法

分子束外延 (molecular beam epitaxy, MBE) 的生长过程是在高真空中进行的, 通常包括衬底选择、初始表面钝化、衬底温度控制和原子通量比优化. 因此, 可利用 MBE 制备诸多二维薄膜, 如对于  $Bi_2Te_3$ ,  $Bi_2Se_3$  和  $Sb_2Te_3$  的伪六方结构, 考虑薄膜与衬底之间的晶格匹配, 大多通过 MBE 在 Si(111) 衬底进行外延生长制备. 此外, 其他衬底如  $Al_2O_3$  和 GaAs 也适合直接生长不同形貌和晶体的二维薄膜. 衬底温度是另一个可能影响生长动力学、成分、薄膜质量和表面形貌的关键参数, 为此对于一些具有多种晶相的二维薄膜体系的制备, 则可通过改变生长温度实现晶相的调控.

MBE 生长二维薄膜材料具有一定的优势: 制备的样品外来杂质少, 纯度高; 可生长出极薄的材料, 对于范德瓦耳斯层状材料可以实现单层生长制备; 相比于大气压, 超高真空环境降低了材料的结合能, 成膜温度较低. MBE 技术经过多年发展已经可以制备多种不同二维材料异质结结构, 为丰富的物理性质研究提供了材料结构载体.

## 3 二维磁性材料在自旋轨道电子学中的研究

二维磁性材料在自旋轨道电子学中具有重要

的研究价值. 这种材料具有超薄层厚、表面洁净无悬挂键、可旋转堆垛等特性, 同时具有独特的电子输运和自旋性质. 这为研究自旋态以及磁性调控提供了良好的载体. 二维磁性材料在自旋轨道电子学中展现了广泛的研究前景和应用价值, 为新型自旋电子学器件的发展提供更多的可能性.

2013 年, Butler 等<sup>[35]</sup> 提出了二维磁性材料在单原胞层厚度具有长程磁序, 且层间以弱的范德瓦耳斯作用力结合, 易与其他二维材料堆叠形成异质结. 2017 年, *Nature* 杂志刊登了两篇关于  $Cr_2Ge_2Te_6$ <sup>[36]</sup> 和  $CrI_3$ <sup>[37]</sup> 本征磁性的工作, 首次观察到了少层  $Cr_2Ge_2Te_6$  中本征长程铁磁序和单层  $CrI_3$  中 Ising 本征铁磁性能, 证实了二维材料本征磁性的存在. 基于二维铁磁材料的范德瓦耳斯异质结具有许多超越传统体材料的优势, 比如丰富的磁性调控特性等.  $Fe_3GaTe_2$  在室温下展现出优良的室温垂直磁各向异性表现, 最近 Li 等<sup>[38]</sup> 在研究基于  $Fe_3GaTe_2$  的二维磁性材料的自旋轨道矩实验中, 成功实现了低至  $1.3 \times 10^7$  A/cm<sup>2</sup> 的自旋轨道矩驱动翻转电流密度. 在  $Fe_3GaTe_2/Pt$  的结构中, 该团队发现自旋轨道矩效率约高达 0.22, 为实现室温下基于自旋轨道矩驱动的二维磁性材料的磁矩翻转提供了物理基础, 同时也为推动基于二维磁性材料的自旋存储器、逻辑器和器件的技术发展提供了新的思路. 这些优势使得二维铁磁材料在自旋电子学的逻辑和存储应用方面具有极大的潜力, 其中  $Cr_2Ge_2Te_6$  和  $Fe_3GeTe_2$  两种材料是最早被研究的二维磁性材料, 为此对以二者为代表的磁性二维材料的最新发现和研究进展进行概述.

### 3.1 $Cr_2Ge_2Te_6$ 二维磁性材料

2017 年, Gong 等<sup>[36]</sup> 报道了基于双层二维  $Cr_2Ge_2Te_6$  (CGT) 材料的磁性研究. 他们首次发现了在 CGT 材料体系中的本征磁性, 其铁磁转变温度随着厚度的减薄而降低, 块材样品的铁磁转变温度约为 68 K, 而双层样品的铁磁转变温度约为 30 K, 并且可通过外加一小磁场来实现对居里温度的调控. 2019 年, Wang 等<sup>[39]</sup> 对单层 CGT 磁各向异性及其在电场作用下的调制进行了研究, 施加垂直于单层 CGT 膜面的外加电场, 观察到磁晶各向异性能 (magnetic anisotropy energy, MAE) 对外加电场的响应, 如图 3(a) 所示. 由于 CGT 具有空间反演对称性, 正负电场对系统的影响完全相同. 外加电场和磁晶各向异性能之间的关系可以用抛

物线拟合, 并发现增加外加电场会降低磁晶各向异性性能, 但变化幅度与绝对值相比非常小, 因此易轴在大范围内较稳定. 图 3(b) 表征了在外加电场作用下沿 (001) 轴和 (100) 轴的铁磁态 (ferromagnetic, FM) 和反铁磁态 (antiferromagnetic, AFM) 之间的相对能量差, 发现沿 (001) 方向的能量差比沿 (100) 方向的能量差略大约 3 meV/f.u., 且外加电场会增强 AFM 和 FM 磁态之间的能量差, 并与易轴无关. 由此可见, 单层 CGT 的磁性能在电场下是可调的 [40].

2013 年, Chen 等 [41] 利用 CGT 二维磁性材料, 开展了基于 CGT/Pt 和 CGT/Ta 异质结电流诱导的热电效应和自旋轨道矩的研究. 经机械剥离法制得的二维范德瓦耳斯  $\text{Cr}_2\text{Ge}_2\text{Te}_6$  材料作为磁性层, 后采用直流磁控溅射在其上覆盖 Pt 和 Ta 重金属层提供自旋源, 并将它们制成 Hall bar 用于

输运测量 (图 4(a)) [41]. 图 4(b) 展示了电流产生的类阻尼矩  $\Delta B_{\text{DL}}$  和类场矩  $\Delta B_{\text{FL}}$  以及磁矩  $m$  方向 [41]. 图 4(c) 显示了 CGT(8.9 nm)/Ta(6.0 nm) 异质结中, 在同时施加平行于电流方向的恒定面内磁场 (比各向异性磁场小,  $B_k \approx 360$  mT) 和沿  $x$  方向的扫描直流电流时, 在低至  $1.5 \times 10^5$  A/cm<sup>2</sup> 的电流密度下, 磁矩可在  $+z$  和  $-z$  方向之间翻转, 证明了 CGT/HM (heavy metal) 样品中电流诱导的自旋轨道力矩可以改变 vdW 磁铁的垂直磁矩状态. 与重金属作用于具有垂直各向异性的三维铁磁体薄膜上的自旋轨道力矩 [4,42,43] 相比, 实现 CGT 磁矩翻转的临界电流密度至少要小 1 个数量级.

实验上, 可通过测量反常霍尔电阻来表征垂直磁矩的取向 [44,45]. 图 5(a) 和图 5(b) 显示了不同厚度的 CGT/Pt 及 CGT/Ta 异质结的低温霍尔

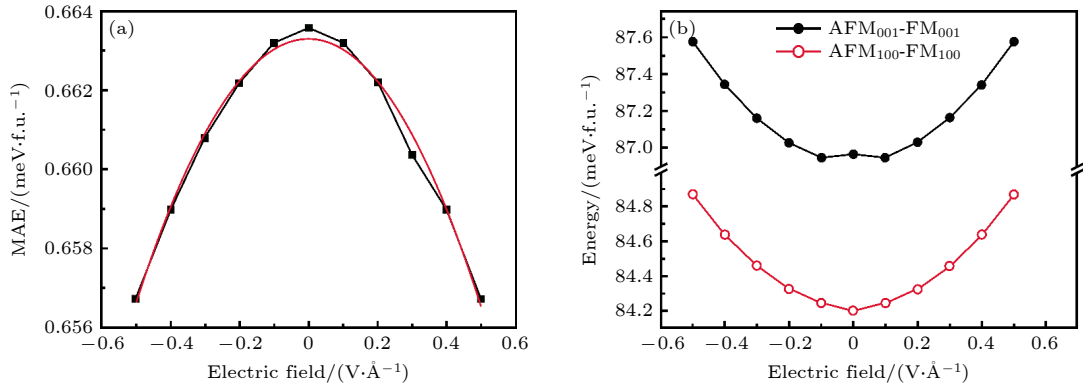


图 3 (a) 外加垂直于  $\text{Cr}_2\text{Ge}_2\text{Te}_6$  层平面的电场与引起的磁各向异性能量的依赖关系 [39]; (b) 在面内和面外易轴条件下, 反铁磁和铁磁态之间的能量差异 [40]

Fig. 3. (a) Dependence of the magnetic anisotropy energy on the externally applied electric field which is perpendicular to the CGT layer plane [39]; (b) energy difference of the AFM and FM configurations with the in-plane and out-of-plane easy axes [40].

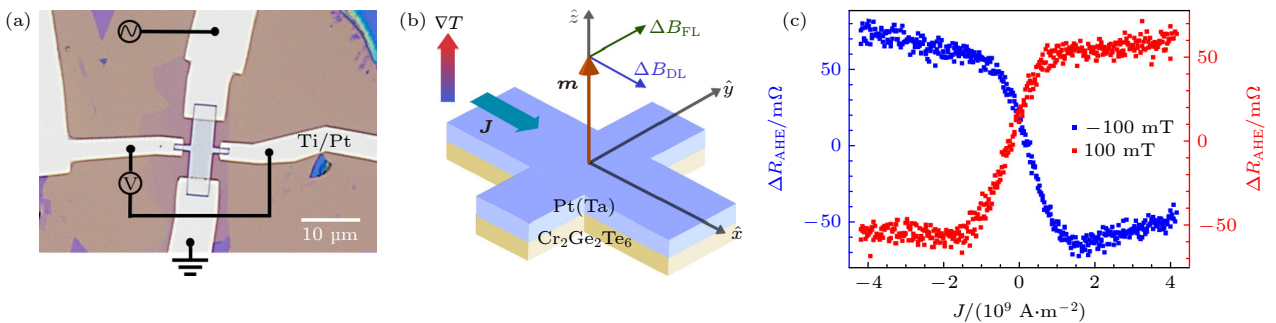


图 4 (a) 被制备成 Hall bar 形状的用于输运测量的 CGT/Pt 异质结构的光学图像 [41]; (b) 由电流产生的类阻尼力矩 ( $\Delta B_{\text{DL}}$ ) 和类场力矩 ( $\Delta B_{\text{FL}}$ ) 作用于磁化矢量  $m$  而产生的有效场方向 [41]; (c) 面内场  $B_x = \pm 100$  mT 时, CGT (8.9 nm)/Ta (6 nm) 样品中电流驱动磁矩翻转曲线 [41]

Fig. 4. (a) Optical image of a CGT/Pt heterostructure patterned into a Hall bar geometry ( $4 \mu\text{m} \times 11 \mu\text{m}$ ) for transport measurements [41]; (b) orientation of effective fields due to current-induced damping-like torque ( $\Delta B_{\text{DL}}$ ) and field-like torque ( $\Delta B_{\text{FL}}$ ) acting on the magnetization vector  $m$  [41]; (c) spin-orbit-torque switching of the magnetization in a CGT(8.9 nm)/Ta(6 nm) sample in the presence of an in-plane field  $B_x = \pm 100$  mT [41].

电阻与面外磁场的关系曲线<sup>[41]</sup>. 图 5(c) 显示了不同温度下 CGT/Ta 样品中磁圆二色性 (magnetic circular dichroism, MCD) 测量的磁滞回线<sup>[41]</sup>. 之后, 利用角度相关的二次谐波霍尔技术定量测量自旋轨道力矩. 对于 CGT/Pt 异质结, 类阻尼自旋轨道力矩效率为  $0.25 \pm 0.09$ , 与之前测量的 Pt 作用

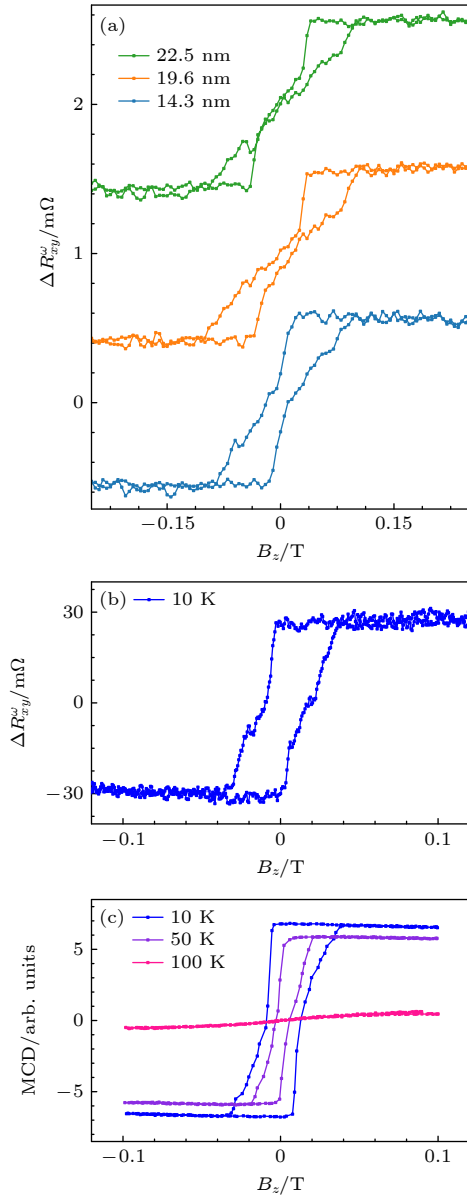


图 5 (a) 具有不同 CGT 厚度的 CGT/Pt(10 nm) 异质结在 5 K 条件下测量的反常霍尔电阻; (b) 在 CGT(10.5 nm)/Ta(6 nm) 样品中观察到的反常霍尔电阻; (c) 不同温度下 CGT(10.5 nm)/Ta(6 nm) 异质结磁化强度的光学 MCD 测试结果<sup>[41]</sup>

Fig. 5. (a) Anomalous Hall resistance observed in CGT/Pt(10 nm) heterostructures at 5 K, for different CGT thicknesses; (b) anomalous Hall resistance observed in a CGT(10.5 nm)/Ta(6 nm) sample; (c) optical MCD detection of magnetization in the same CGT(10.5 nm)/Ta(6 nm) sample at different temperatures<sup>[41]</sup>.

于传统金属磁体的自旋轨道力矩非常相似, 该结果很好地呈现了将二维磁体用于实现低功耗自旋电子设备的前景.

然而  $\text{Cr}_2\text{Ge}_2\text{Te}_6$  的居里温度 (Curie temperature,  $T_C$ ) 均远低于室温, 可见实现在室温下维持铁磁有序且可以进行大面积制备的二维磁性材料仍是现阶段的关键问题. 近期, 研究人员利用电荷掺杂将  $\text{Cr}_2\text{Ge}_2\text{Te}_6$  单层磁性的铁磁交换常数从 6.874 meV 提高到 10.202 meV, 同时居里温度从  $\sim 85$  K 增大到  $\sim 123$  K<sup>[46]</sup>. 这一发现指出电荷掺杂是提高二维磁体磁稳定性的一条有效途径, 有利于克服二维磁体在自旋电子学中应用的障碍.

### 3.2 $\text{Fe}_3\text{GeTe}_2$ 二维磁性材料

在  $\text{Cr}_2\text{Ge}_2\text{Te}_6$  作为本征磁体被发现不久<sup>[36]</sup>, Liu 等<sup>[47]</sup> 证实另一种范德瓦耳斯层状材料  $\text{Fe}_3\text{GeTe}_2$  (FGT) 中也存在二维本征铁磁性, 且与  $\text{Cr}_2\text{Ge}_2\text{Te}_6$  相似,  $\text{Fe}_3\text{GeTe}_2$  具有垂直于原子层的磁性各向异性. 通过借助锂离子插层技术, 可将薄层二维  $\text{Fe}_3\text{GeTe}_2$  的铁磁转变温度提高至室温以上, 进一步推动了范德瓦耳斯二维本征磁性材料在自旋电子学领域的研究.

2019 年, Alghamdi 等<sup>[48]</sup> 采用磁控将 Pt 溅射到刚剥离的具有原子级平坦表面 FGT 薄片上, 得到了 FGT/Pt 异质结 (图 6), 同时研究了其自旋轨

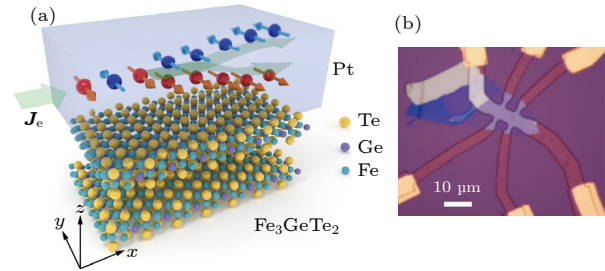


图 6 (a) FGT/Pt 双层结构示意图, 其中 Pt 层 (顶部) 被溅射在剥离的 FGT (底部) 上. 绿色箭头表示在 Pt 层内的面内电流可产生沿  $z$  方向的自旋流, 底部 (顶部) Pt 表面积累的自旋由红色 (蓝色) 箭头表示, 自旋流会对 FGT 的磁矩施加力矩, 并在存在平面磁场的情况下将其翻转<sup>[50]</sup>. (b) 用于运输测量的 Hall bar 器件的光学图像<sup>[50]</sup>

Fig. 6. (a) Schematic view of the FGT/Pt bilayer structure, Pt layer (top) is sputtered on top of the exfoliated FGT (bottom). The green arrow represents the in-plane current flowing in the  $z$  direction, the accumulated spins at the bottom (top) Pt surface are indicated by the red (blue) arrows, the spin current exerts torques on the magnetization of FGT and can switch it in the presence of an in-plane magnetic field<sup>[50]</sup>. (b) Optical image of the measured Hall bar device<sup>[50]</sup>.

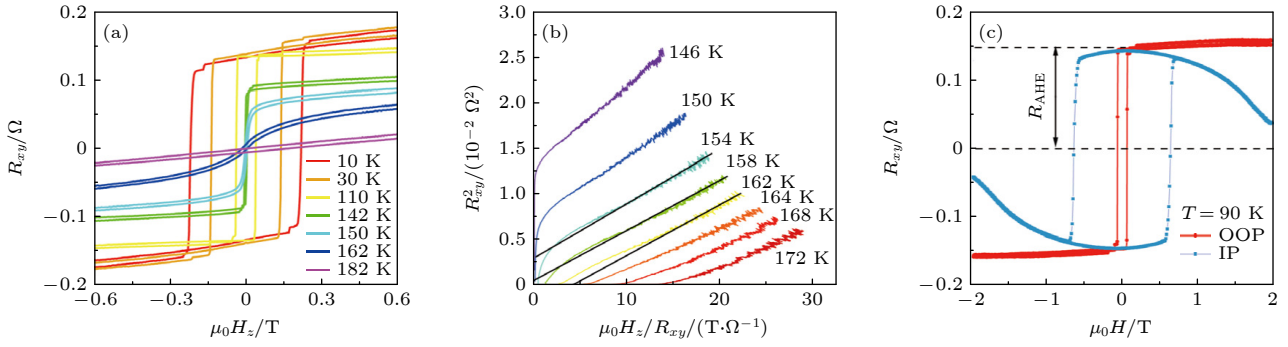


图 7 FGT/Pt 双层薄膜的磁性性质 (a) 不同温度下, 霍尔电阻随磁场的变化曲线; (b) FGT/Pt 器件的阿罗特图, 其临界温度为 158 K; (c) 90 K 下, 反常霍尔电阻随面内 (IP) 和面外 (OOP) 磁场的变化曲线<sup>[50]</sup>

Fig. 7. Magnetic properties of FGT/Pt bilayer: (a) Hall resistance as a function of magnetic field at different temperatures; (b) arrott plots of the Hall resistance of the FGT/Pt device, and the determined  $T_C$  is 158 K; (c)  $R_{AHE}$  as a function of in-plane (IP) and out-of-plane (OOP) magnetic field at 90 K<sup>[50]</sup>.

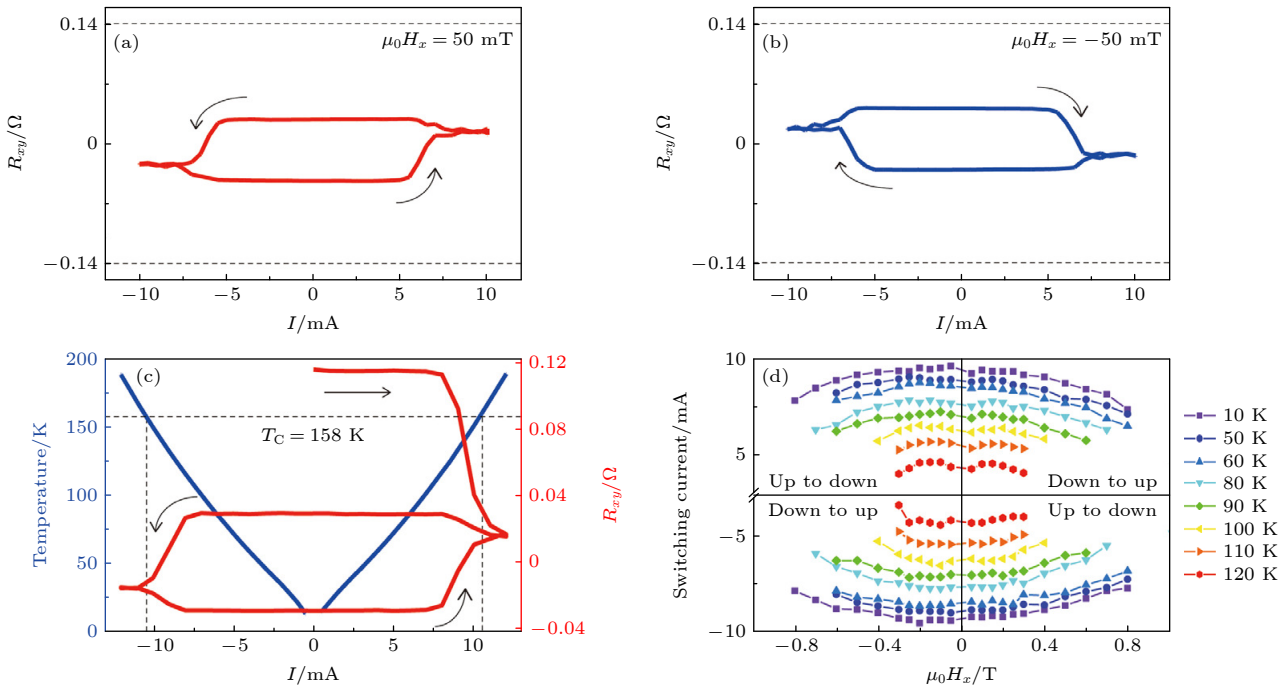


图 8 FGT/Pt 双层膜器件中的自旋轨道力矩驱动的垂直磁矩翻转<sup>[50]</sup> (a), (b) 100 K 温度下, 50 mT (a) 和 -50 mT (b) 面内磁场辅助时实现的电流驱动的垂直磁矩翻转, 其翻转极性分别为逆时针和顺时针, 虚线对应饱和磁化状态下的  $R_{AHE}$ ; (c) 10 K 温度下, 300 mT 面内辅助磁场下实现的电流驱动的垂直磁矩翻转 (红色曲线), 箭头表示扫描电流方向; (d) 不同温度下, 面内磁场和临界翻转电流的相图

Fig. 8. SOT-driven perpendicular magnetization switching in the FGT/Pt bilayer device<sup>[50]</sup>: (a), (b) Current-driven perpendicular magnetization switching for in-plane magnetic fields of 50 mT (a) and -50 mT (b) at 100 K, the switching polarity is anticlockwise and clockwise, respectively, the dashed lines correspond to the  $R_{AHE}$  at saturated magnetization states; (c) current-driven perpendicular magnetization switching with a 300 mT in-plane magnetic field at 10 K (red), the arrows indicate the current sweeping direction; (d) switching-phase diagram with respect to the in-plane magnetic fields and critical switching currents at different temperatures.

道力矩效应, 其中 FGT 大的反常霍尔电阻使其成为一个可量化自身磁化状态的敏感探测器<sup>[48,49]</sup>. 为进一步量化自旋轨道力矩的影响, 对其分别进行了脉冲电流驱动磁矩翻转和二次谐波霍尔测量. 单分子层 FGT 的磁化翻转可以在较低的临界电流密

度下实现, 从而便于制备出更高效的自旋电子纳米器件<sup>[50]</sup>.

2019 年, Wang 等<sup>[50]</sup> 另辟蹊径设计了一种  $Fe_3GeTe_2/Pt$  双层结构 (图 6(a)). 通过测量霍尔电阻对器件的磁性进行了表征, 得到了不同温度下霍

尔电阻与面外磁场的关系曲线(图 7(a)), 并确定了器件的居里温度 ( $T_C$ ) 为 158 K(图 7(b)). 当  $T < T_C$  时, 器件表现出明显的垂直磁各向异性, 且面内方向的饱和场比面外方向的饱和场大得多(图 7(c)). 进一步, 使用二次谐波测量进一步定量表征与自旋轨道力矩相对应的有效磁场. 最后, 证明了在面内磁场的辅助下, 所产生的自旋轨道力矩可以用来翻转 FGT/Pt 双层器件中的垂直磁矩, 如图 8(a) 和图 8(b) 所示<sup>[50]</sup>. 其中, 当施加正(负)面内辅助磁场, 自旋轨道力矩驱动磁矩翻转的极性为逆时针(顺时针)方向, 表明 Pt 的自旋霍尔角为正, 与前人的工作一致.

磁各向异性或矫顽力的电调控特性对于实现低功耗自旋电子器件较为重要. 而对于低能耗的信息写入来说需要很小的磁各向异性, 然而这会不可避免地增加热扰动引起的信息损失. 2021 年, Zhang 等<sup>[51]</sup> 发现面内电流可以让  $\text{Fe}_3\text{GeTe}_2$  产生一个巨大的自旋轨道矩, 且面内电流可以将纳米薄范德瓦耳斯  $\text{Fe}_3\text{GeTe}_2$  二维材料的磁学性质进行调

控. 其中样品制备与输运测量如图 9 所示, 电调制的磁性表征如图 10 所示. 实验中, 他们发现在面内施加约 0.1 mV/nm 的小电场可以使 FGT 的矫顽场降低约 50%, 这比使用大几个数量级的面外电场(通常在 0.1 V/nm 范围内)来诱导的调制更为高效.

## 4 总结与展望

本文介绍了当前二维层状材料的几种常用制备方法, 聚焦概述了二维磁性材料在自旋轨道电子学领域中的研究进展. 特别是以  $\text{Cr}_2\text{Ge}_2\text{Te}_6$  和  $\text{Fe}_3\text{GeTe}_2$  两种材料为代表, 重点阐述了基于二维磁性材料异质结构中的 SOT 及电流驱动磁矩翻转的研究进展. 当前, 大多数二维磁性材料的居里温度都在室温以下, 相对限制了其在自旋电子器件中的应用. 虽然近来已经成功通过磁性掺杂<sup>[52]</sup>、近邻效应<sup>[53]</sup> 缺陷调控<sup>[54,55]</sup> 等人为方式引入磁性, 但引入的磁性特征难以满足自旋电子器件的要求. 因此,

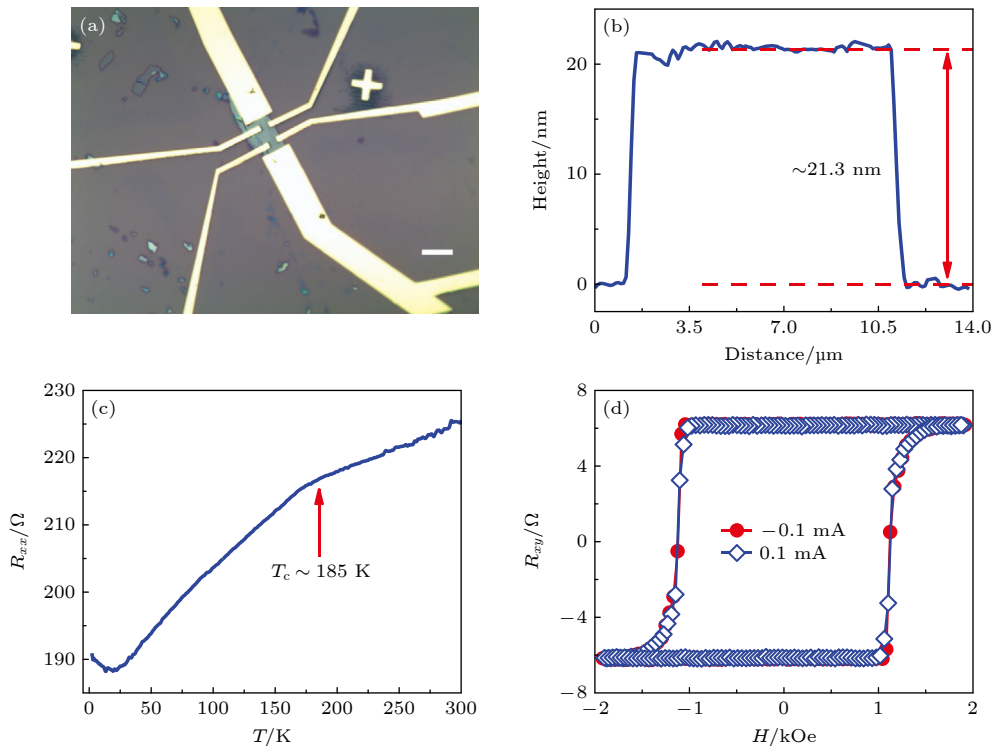


图 9 (a) 基于二维  $\text{Fe}_3\text{GeTe}_2$  薄膜的 Hall bar 结构器件光学图像, 比例尺为  $10 \mu\text{m}$ <sup>[51]</sup>; (b) 经原子力显微镜测试, 样品厚度为 21.3 nm<sup>[51]</sup>; (c) 纵向电阻  $R_{xx}$  随温度  $T$  的变化, 红色箭头表示由自旋翻转散射引起的磁性转变, 从中确定转变温度  $T_c = 185 \text{ K}$ <sup>[51]</sup>; (d) 2 K 下, 霍尔电阻  $R_{xy}$  随磁场  $H$  的变化<sup>[51]</sup>

Fig. 9. (a) Optical image of a typical  $\text{Fe}_3\text{GeTe}_2$  nanoflake sample with a Hall-bar geometry electrode, and the white scale bar represents  $10 \mu\text{m}$ <sup>[51]</sup>; (b) thickness of sample is 21.3 nm as measured by AFM<sup>[51]</sup>; (c) longitudinal resistance  $R_{xx}$  as a function of temperature  $T$  with current = 0.05 mA, the red arrow indicates the magnetic transition due to spin-flip scattering, from which  $T_c = 185 \text{ K}$  is determined<sup>[51]</sup>; (d) Hall resistance  $R_{xy}$  as a function of magnetic field  $H$  at 2 K<sup>[51]</sup>.

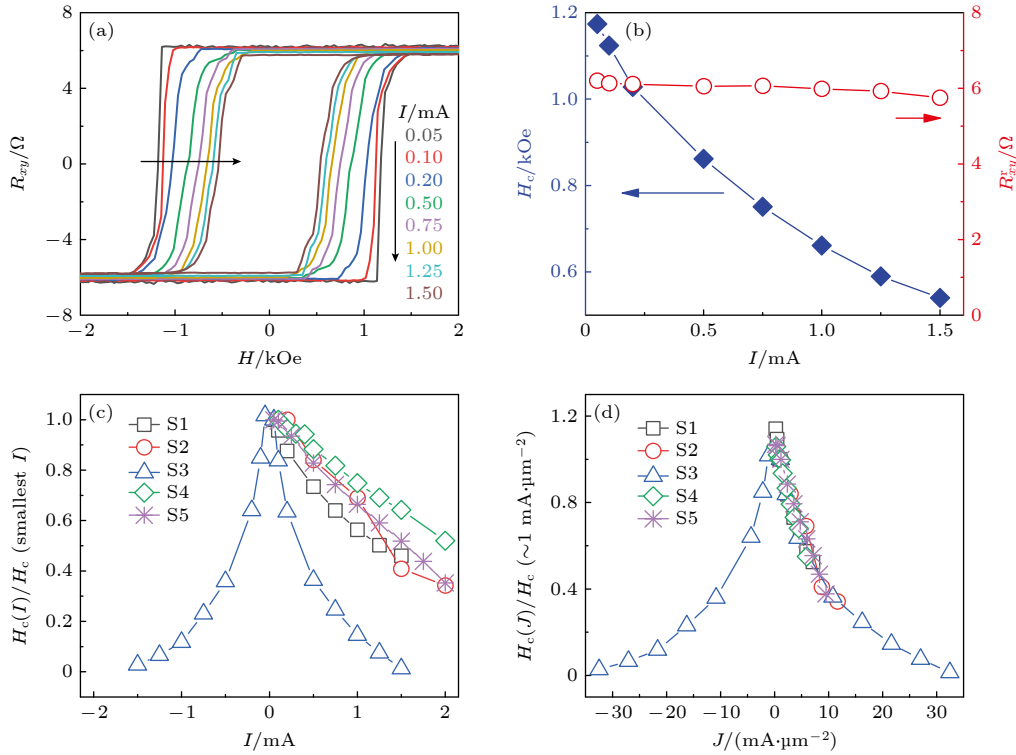


图 10 (a) 2 K 温度下, 当施加电流从 0.05 变化到 1.5 mA 时 S1 样品的霍尔曲线<sup>[51]</sup>; (b) 2 K 温度下, S1 样品的矫顽场  $H_c$  和剩余霍尔电阻  $R_{xy}^r$  随施加电流的变化曲线<sup>[51]</sup>; (c) 2 K 温度下, 样品 S1 (21.3 nm), S2 (16.7 nm), S3 (6 nm), S4 (42 nm) 和 S5 (17.5 nm) 的  $H_c(I)/H_c$  (其中  $I$  为最小电流) 随施加电流的变化曲线<sup>[51]</sup>; (d) 2 K 温度下, 样品 S1, S2, S3, S4 和 S5 的  $H_c(j)/H_c$  (其中  $j \approx 1 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ ) 随电流密度  $j$  变化<sup>[51]</sup>

Fig. 10. (a)  $R_{xy}$ - $H$  curves of sample S1 at 2 K with applied current varying  $I$  from 0.05 to 1.5 mA<sup>[51]</sup>; (b) extracted coercive field  $H_c$  and remnant Hall resistance  $R_{xy}^r$  of sample S1 as a function of applied current  $I$  at 2 K<sup>[51]</sup>; (c)  $H_c(I)/H_c$  (smallest  $I$ ) as a function of applied current for sample S1 (213 nm), S2 (167 nm), S3 (6 nm), S4 (42 nm), and S5 (17.5 nm) at 2 K<sup>[51]</sup>; (d)  $H_c(j)/H_c$  ( $j \approx 1 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$ ) as a function of current density  $j$  for sample S1, S2, S3, S4, and S5 at 2 K<sup>[51]</sup>.

寻找在室温下具有铁磁有序的新型二维磁性材料仍是目前关键性问题之一。

另外, 基于二维磁性材料的异质结构的物理性质较为丰富. 除了二维磁性异质结构中自旋轨道转矩效应实现的磁性调控研究外, 还有许多物理性质尚待探究. 例如基于二维磁性材料异质结构的磁电输运性质, 以及二维磁性材料的界面态、磁性特性的调控研究. 深入理解二维磁性异质结构的物理性质, 对于设计和发展新型自旋电子器件的理解至关重要. 此外, 如何制备层数可控的高质量、晶圆级的二维磁性薄膜对于自旋电子器件的大面积集成应用具有极其重要的意义. 实现二维磁性薄膜的高质量制备以及可控的界面性质, 才能满足二维磁性自旋电子器件的稳定性和高性能要求. 实现晶圆级大面积二维磁性薄膜的制备, 才能满足自旋电子器件的高集成要求.

未来随着对二维磁性材料制备、物理性质和器件应用的研究不断深入, 二维磁性材料在自旋电子

学领域将展现出更加广泛的研究前景和应用价值, 二维磁性材料将为自旋电子学领域发展提供更多的材料体系.

## 参考文献

- [1] Hirsch J E 1999 *Phys. Rev. Lett.* **83** 1834
- [2] Bychkov Y A 1984 *Jetp Lett.* **39** 78
- [3] Edelstein V M 1990 *Solid State Commun.* **73** 233
- [4] Miron I M, Garello K, Gaudin G, Zermatten P J, Costache M V, Auffret S, Bandiera S, Rodmacq B, Schuhl A, Gambardella P 2011 *Nature* **476** 189
- [5] Liu L, Lee O J, Gudmundsen T J, Ralph D C, Buhrman R A 2012 *Phys. Rev. Lett.* **109** 096602
- [6] Cubukcu M, Boule O, Mikuszeit N, Hamelin C, Bracher T, Lamard N, Cyrille M C, Buda-Prejbeanu L, Garello K, Miron I M, Klein O, de Loubens G, Naletov V V, Langer J, Ocker B, Gambardella P, Gaudin G 2018 *IEEE T. Magn.* **54** 1
- [7] Hsu W H, Bell R, Victora R H 2018 *IEEE T. Magn.* **54** 1
- [8] Shao Q, Li P, Liu L, Yang H, Fukami S, Razavi A, Wu H, Wang K, Freimuth F, Mokrousov Y, Stiles M D, Emori S, Hoffmann A, Akerman J, Roy K, Wang J P, Yang S H, Garello K, Zhang W 2021 *IEEE T. Magn.* **57** 800439
- [9] Han X, Wang X, Wan C, Yu G, Lü X 2021 *Appl. Phys. Lett.*

118 120502

- [10] Miron I M 2014 *Nat. Nanotechnol.* **9** 502
- [11] Song C, Zhang R, Liao L, Zhou Y, Zhou X, Chen R, You Y, Chen X, Pan F 2021 *Prog. Mater. Sci.* **118** 100761
- [12] Liu L, Zhao T, Lin W, Shu X, Zhou J, Zheng Z, Chen H, Jia L, Chen J 2023 *Appl. Phys. Rev.* **10** 021319
- [13] Novoselov K S, Geim A K, Morozov S V, Jiang D E, Zhang Y, Dubonos S V, Grigorieva I V, Firsov A A 2004 *Science* **306** 666
- [14] Koppens F H, Mueller T, Avouris P, Ferrari A C, Vitiello M S, Polini M 2014 *Nat. Nanotechnol.* **9** 780
- [15] Chen W, Sun Z, Wang Z, Gu L, Xu X, Wu S, Gao C 2019 *Science* **366** 983
- [16] Yan B, Zhang S C 2012 *Rep. Prog. Phys.* **75** 096501
- [17] Jiang J, Tang F, Pan X C, Liu H M, Niu X H, Wang Y X, Xu D F, Yang H F, Xie B P, Song F Q, Dudin P, Kim T K, Hoesch M, Das P K, Vobornik I, Wan X G, Feng D L 2015 *Phys. Rev. Lett.* **115** 166601
- [18] Thoutam L R, Wang Y L, Xiao Z L, Das S, Luican-Mayer A, Divan R, Crabtree G W, Kwok W K 2015 *Phys. Rev. Lett.* **115** 046602
- [19] MacNeill D, Stiehl G M, Guimaraes M H D, Buhrman R A, Park J, Ralph D C 2016 *Nat. Phys.* **13** 300
- [20] Hashimoto A, Suenaga K, Gloter A, Urita K, Iijima S 2004 *Nature* **430** 870
- [21] Yi M, Shen Z 2015 *J. Mater. Chem. A* **3** 11700
- [22] Ruppert C, Aslan B, Heinz T F 2014 *Nano Lett.* **14** 6231
- [23] Jiang C, Liu F, Cuadra J, Huang Z, Li K, Rasmita A, Srivastava A, Liu Z, Gao W B 2017 *Nat. Commun.* **8** 802
- [24] Wang J, Luo X, Li S, Verzhbitskiy I, Zhao W, Wang S, Quek S Y, Eda G 2017 *Adv. Funct. Mater.* **27** 1604799
- [25] Lee C H, Silva E C, Calderin L, Nguyen M A T, Hollander M J, Bersch B, Mallouk T E, Robinson J A 2015 *Sci. Rep.* **5** 10013
- [26] Woods J M, Shen J, Kumaravadivel P, Pang Y, Xie Y, Pan G A, Li M, Altman E I, Lu L, Cha J J 2017 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **9** 23175
- [27] Ali M N, Xiong J, Flynn S, Tao J, Gibson Q D, Schoop L M, Liang T, Haldolaarachchige N, Hirschberger M, Ong N P 2014 *Nature* **514** 205
- [28] Cunningham G, Lotya M, Cucinotta C S, Sanvito S, Bergin S D, Menzel R, Shaffer M S, Coleman J N 2012 *ACS Nano* **6** 3468
- [29] Coleman J N, Lotya M, O'Neill A, Bergin S D, King P J, Khan U, Young K, Gaucher A, De S, Smith R J 2011 *Science* **331** 568
- [30] Mao D, Du B, Yang D, Zhang S, Wang Y, Zhang W, She X, Cheng H, Zeng H, Zhao J 2016 *Small* **12** 1489
- [31] Yu P, Fu W, Zeng Q, Lin J, Yan C, Lai Z, Tang B, Suenaga K, Zhang H, Liu Z 2017 *Adv. Mater.* **29** 1701909
- [32] Kang K, Xie S, Huang L, Han Y, Huang P Y, Mak K F, Kim C J, Muller D, Park J 2015 *Nature* **520** 656
- [33] Wu M, Zeng X C 2017 *Nano Lett.* **17** 6309
- [34] Hong Y L, Liu Z, Wang L, Zhou T, Ma W, Xu C, Feng S, Chen L, Chen M L, Sun D M 2020 *Science* **369** 670
- [35] Butler S Z, Hollen S M, Cao L, Cui Y, Gupta J A, Gutiérrez H R, Heinz T F, Hong S S, Huang J, Ismach A F 2013 *ACS Nano* **7** 2898
- [36] Gong C, Li L, Li Z, Ji H, Stern A, Xia Y, Cao T, Bao W, Wang C, Wang Y, Qiu Z Q, Cava R J, Louie S G, Xia J, Zhang X 2017 *Nature* **546** 265
- [37] Huang B, Clark G, Navarro-Moratalla E, Klein D R, Cheng R, Seyler K L, Zhong D, Schmidgall E, McGuire M A, Cobden D H 2017 *Nature* **546** 270
- [38] Li W H, Zhu W K, Zhang G J, Wu H, Zhu S G, Li R Z, Zhang E Z, Zhang X M, Deng Y C, Zhang J, Zhao L X, Chang H X, Wang K Y 2023 arXiv: 2304.10718 [physics.app-ph]
- [39] Wang K Y, Hu T, Jia F H, Zhao G D, Liu Y Y, Solov'yev I V, Pyatakov A P, Zvezdin A K, Ren W 2019 *Appl. Phys. Lett.* **114** 092405
- [40] Gupta V, Cham T M, Stiehl G M, Bose A, Mittelstaedt J A, Kang K, Jiang S, Mak K F, Shan J, Buhrman R A 2020 *Nano Lett.* **20** 7482
- [41] Chen B, Yang J, Wang H D, Imai M, Ohta H, Michioka C, Yoshimura K, Fang M H 2013 *J. Phys. Soc. Jpn.* **82** 124711
- [42] Zhang C, Fukami S, Sato H, Matsukura F, Olmo H 2015 *Appl. Phys. Lett.* **107** 012401
- [43] Emori S, Bauer U, Ahn S M, Martinez E, Beach G S 2013 *Nat. Mater.* **12** 611
- [44] Lohmann M, Su T, Niu B, Hou Y, Alghamdi M, Aldosary M, Xing W, Zhong J, Jia S, Han W 2019 *Nano Lett.* **19** 2397
- [45] Ostwal V, Shen T, Appenzeller J 2020 *Adv. Mater.* **32** 1906021
- [46] Hou Y, Wei Y, Yang D, Wang K, Ren K, Zhang G 2023 *Molecules* **28** 3893
- [47] Liu B, Zou Y, Zhou S, Zhang L, Wang Z, Li H, Qu Z, Zhang Y 2017 *Sci. Rep.* **7** 6184
- [48] Alghamdi M, Lohmann M, Li J, Jothi P R, Shao Q, Aldosary M, Su T, Fokwa B P, Shi J 2019 *Nano Lett.* **19** 4400
- [49] Shao Q, Yu G, Lan Y W, Shi Y, Li M Y, Zheng C, Zhu X, Li L J, Amiri P K, Wang K L 2016 *Nano Lett.* **16** 7514
- [50] Wang X, Tang J, Xia X, He C, Zhang J, Liu Y, Wan C, Fang C, Guo C, Yang W 2019 *Sci. Adv.* **5** eaaw8904
- [51] Zhang K, Han S, Lee Y, Coak M J, Kim J, Hwang I, Son S, Shin J, Lim M, Jo D 2021 *Adv. Mater.* **33** 2004110
- [52] Miao Y, Huang Y, Fang Q, Yang Z, Xu K, Ma F, Chu P K 2016 *J. Mater. Sci.* **51** 9514
- [53] Kaloni T P 2014 *J. Phys. Chem. C* **118** 25200
- [54] Mao Y, Guo G, Yuan J, Zhong J 2019 *Appl. Surface Sci.* **464** 236
- [55] Ersan F, Arkin H, Aktürk E 2017 *RSC Adv.* **7** 37815

SPECIAL TOPIC—Two-dimensional magnetism and topological spin physics

# Research progress of spin orbit torque of two-dimensional magnetic materials\*

Xiong Yi-Nong<sup>1)2)</sup> Wu Chuang-Wen<sup>1)2)</sup> Ren Chuan-Tong<sup>1)2)</sup>  
Meng De-Quan<sup>1)2)</sup> Chen Shi-Wei<sup>1)2)†</sup> Liang Shi-Heng<sup>1)2)‡</sup>

1) (*Faculty of Physics and Electronic Science, Hubei University, Wuhan 430062, China*)

2) (*Key Laboratory of Intelligent Sensing System and Security, Ministry of Education, Wuhan 430062, China*)

( Received 31 July 2023; revised manuscript received 15 September 2023 )

## Abstract

The rapid development of information technology has put forward higher requirements for the performance of information processing and storage devices. At the same time, with the continuous reduction of device size, traditional semiconductor devices based on electron charge properties face the problems and challenges of thermal dissipation and quantum size effect, and semiconductor technology has entered the post-molar era. Unlike traditional charge-based electronic devices, spin-based non-volatile spintronic devices not only have high integrated density, read and write speed and read and write time, but also can effectively avoid heat dissipation, establishing a new technical platform for developing the information storage, processing and communication. In recent years, two-dimensional materials have attracted a lot of attention due to their unique band structures and rich physical properties. Two-dimensional magnetic materials have shown great research and application potential in the field of spintronics. Compared with traditional block materials, the two-dimensional materials can provide great opportunities for exploring novel physical effects and ultra-low-power devices due to their atomic thickness, ultra-clean interface and flexible stacking. At the same time, with the rise of topological materials (TMs), their topological protected band structures, diversified crystal structures and symmetries, strong spin-orbit coupling and adjustable electrical conductivity provide an ideal physical research platform for studying spintronics. In this paper, we first introduce the common methods of preparing two-dimensional materials, then focus on the research progress of two-dimensional magnetic materials in the field of spin-orbit electronics, and finally look forward to the research challenges in this field. In the future, with continuous in-depth research on the preparation, physical properties and device applications of two-dimensional magnetic materials, two-dimensional magnetic materials will show more extensive research prospects and application value in the field of spintronics. Two-dimensional magnetic materials will provide more material systems for spintronics development.

**Keywords:** spintronics, two-dimensional magnetic materials, spin orbit torque

**PACS:** 75.47.-m, 85.75.-d, 73.63.-b, 75.70.Tj

**DOI:** 10.7498/aps.73.20231244

\* Project supported by the National Key Research and Development Program of China (Grant No. 2022YFE0103300), the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 12274119), the Natural Science Foundation of Hubei Province, China (Grant No. 2022CFA088), and the Open Research Fund of Songshan Lake Materials Laboratory, China (Grant No. 2022SLABFN04).

† Corresponding author. E-mail: [chenshw@hubu.edu.cn](mailto:chenshw@hubu.edu.cn)

‡ Corresponding author. E-mail: [shihengliang@hubu.edu.cn](mailto:shihengliang@hubu.edu.cn)



## 基于二维磁性材料的自旋轨道力矩研究进展

熊宜浓 吴闯文 任传童 孟德全 陈是位 梁世恒

### Research progress of spin orbit torque of two-dimensional magnetic materials

Xiong Yi-Nong Wu Chuang-Wen Ren Chuan-Tong Meng De-Quan Chen Shi-Wei Liang Shi-Heng

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 73, 017502 (2024) DOI: 10.7498/aps.73.20231244

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.73.20231244>

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

---

## 您可能感兴趣的其他文章

### Articles you may be interested in

#### 磁性二维材料的近期研究进展

Recent research advances in two-dimensional magnetic materials

物理学报. 2022, 71(12): 127504 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220301>

#### 二维磁性材料的物性研究及性能调控

Study on physical properties and magnetism controlling of two-dimensional magnetic materials

物理学报. 2021, 70(12): 127801 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20202146>

#### 二维磁性材料及多场调控研究进展

Recent development in two-dimensional magnetic materials and multi-field control of magnetism

物理学报. 2021, 70(12): 127503 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20202204>

#### 大面积二维磁性材料的制备及居里温度调控

Research progress of preparation of large-scale two-dimensional magnetic materials and manipulation of Curie temperature

物理学报. 2021, 70(12): 127301 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20210223>

#### 基于二维材料的自旋-轨道矩研究进展

Research progress of spin-orbit torques based on two-dimensional materials

物理学报. 2021, 70(12): 127501 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20210004>

#### 自旋轨道矩调控的垂直磁各向异性四态存储器结构

Demonstration of four-state memory structure with perpendicular magnetic anisotropy by spin-orbit torque

物理学报. 2018, 67(11): 117501 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20180216>