



# 磁随机存储器研究进展

王黎明, 尔永龙, 蒋家伟, 杨洪新\*

浙江大学物理学院量子物态与器件研究中心, 杭州 310058

\*联系人, E-mail: hongxin.yang@zju.edu.cn

收稿日期: 2024-12-16; 接受日期: 2025-04-09; 网络出版日期: 2025-07-15

国家自然科学基金(编号: 12174405, T2495212)、国家重点研发计划(编号: 2022YFA1405100, 2022YFA1403601)、浙江省“尖兵”和“领雁”计划(编号: 2022C01053)和宁波市重大专项计划(编号: 2021000215)资助

**摘要** 基于自旋电子学的磁性随机存储器(Magnetic Random Access Memory, MRAM)具有非易失性、可无限擦写、低功耗和快速写入等优点, 从而有望成为下一代通用存储器. 在MRAM家族中, 根据磁写入方式和磁媒介的不同, 人们提出了自旋转移力矩(Spin Transfer Torque, STT)、自旋轨道力矩(Spin Orbit Torque, SOT)、电压控制型(如电控磁各向异性(Voltage Controlled Magnetic Anisotropy, VCMA)型和电控SOT(Voltage Gated-SOT, VG-SOT)型)、磁畴壁(Domain Wall, DW)和磁斯格明子(Magnetic Skyrmion)型等不同类型的各具特色的MRAM, 共同推动着磁存储技术的多元化发展. 近年来STT-MRAM商用芯片的成功问世进一步推动了MRAM器件的研究与应用. 本文首先简要介绍了存储器技术的历史, 然后介绍了MRAM的基本工作原理、从MRAM中读取和写入信息背后的技术、材料和不同的物理机制以及潜在的挑战问题. 接下来介绍了近些年发展的新型的磁写入机制的进展. 本文末尾讨论了一些可能有助于行业超越传统MRAM的技术, 最后是总结和展望.

**关键词** 磁性随机存储器, 磁翻转, 磁隧道结, 自旋转移力矩, 自旋轨道力矩, 低功耗, 非易失性

**PACS:** 85.75.-d, 85.75.Dd, 85.70.-w, 75.75.+a, 75.60.Jk

## 1 引言

人类文明的发展和延续依赖于信息的存储. 远古时代, 人类利用结绳、刻字等方法记录信息. 在中国古代, 造纸术和印刷术的发明使信息记录、传播发生了革命性变革. 自工业革命开始, 数据存储技术经历了从打孔卡、磁存储、硬盘到闪存、新型存储阶段的跨越, 并涌现出诸如铁电存储、DNA存储、量子存储、纳米存储等新型存储技术. 数据存储技术的飞速

进步, 也反映了人类对信息记载与保存的不断追求. 在20世纪80年代, 商业化的10 MB的硬盘驱动器(Hard Disk Drive, HDD)售价需要几千美元, 这对大部分人来说难以承受. 为了满足大数据时代人们对大容量存储的市场需求, 截至2024年10月, 硬盘厂商西部数据公司推出了容量可以达到32 TB的HDD(容量是10 MB的几百万倍)(见图1(a)), 而另一个存储巨头希捷公司更是公布了详细的未来技术路线图, 并计划在2026年左右实现50 TB左右容量的HDD, 到2030年则可以实现

**引用格式:** 王黎明, 尔永龙, 蒋家伟, 等. 磁随机存储器研究进展. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2026, 56: 227502

Wang L M, Ga Y L, Jiang J W, et al. Recent progress in magnetoresistive random access memory (in Chinese). Sci Sin-Phys Mech Astron, 2026, 56: 227502, doi: 10.1360/SSPMA-2024-0617

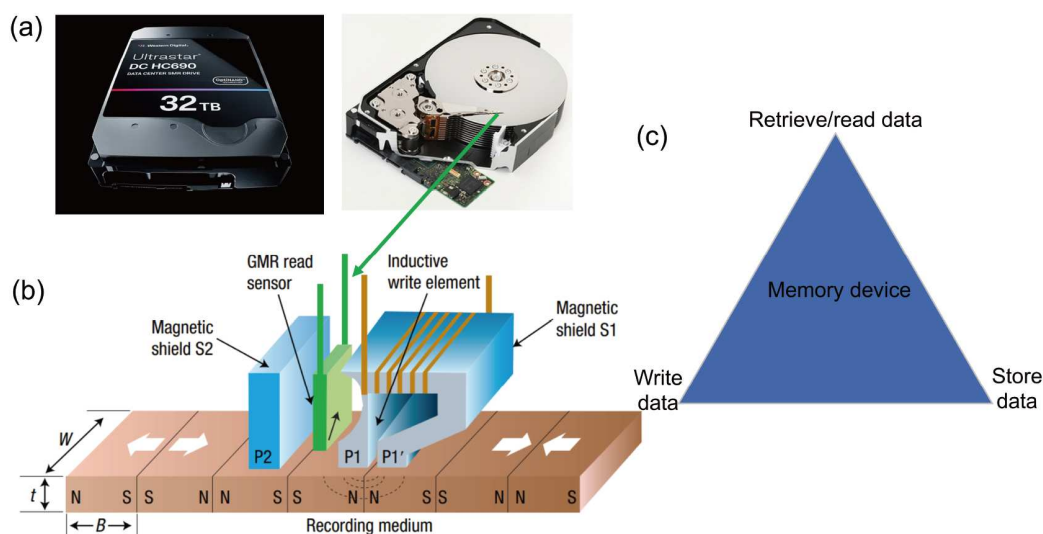


图 1 (网络版彩图) (a) 商业化的具有 32 TB 容量的磁盘(组图)及其内部结构(右图)(图片来源于西部数据公司网站<sup>1)</sup>); (b) HDD 读头的结构<sup>[4]</sup>, 其中包含了基于巨磁电阻效应(Giant Magnetoresistance, GMR)的读头、基于磁场翻转的写入单元和记录介质层等核心要素(图片来自文献<sup>[4]</sup>, 已获得授权); (c) 存储器件的写入数据、存储数据和读取数据三个指标

**Figure 1** (Color online) (a) Commercial HDD with 32 TB capacity disk (group of images) and its internal structure (right image); (b) structure of the HDD read head [4], the read head based on giant magnetoresistance effect, magnetic field reversal-based write unit, and recording medium layer (all images are reproduced from ref. [4] with permission from the publishers); (c) three metrics of memory devices: write data, store data, and read data.

超过 120 TB 的 HDD。尽管内存的容量实现了显著的增长, 但基于半导体技术的动态随机存取内存(Dynamic Random Access Memory, DRAM)在保持快速增长方面面临诸多限制。例如, 随着器件尺寸的缩小, 电荷泄漏问题会导致功耗增加。相比之下, 非易失性内存不会消耗大量的静态功率。正是由于非易失性内存技术潜在的低功耗和快速启动能力, 相关研究在过去十多年中一直备受关注。基于自旋电子学(Spintronics)原理的 MRAM 正在被大量研究<sup>[1-3]</sup>, 以替代多种纯半导体的内存技术。像 STT-MRAM 这样的自旋电子学器件已经在一些嵌入式内存产品中占有一席之地。

相比于传统的存储器, MRAM 具有诸多 DRAM 所不具备的优点, 使其在许多领域展现出巨大的发展潜力。首先, MRAM 的读取速度可以达到每秒数十亿次, 这远高于传统 DRAM 的每秒数百万次的读取速度。这就意味着, MRAM 可以更快地处理数据, 从而提高计算机的性能。其次, 相比于传统 DRAM, MRAM 可以在极低的电压下工作, 也因此会有效降低系统的能耗, 这使得它可以在便携式设备中使用。除此之外, MRAM 不会受到外部磁场的影响, 而且可以长期保持数据的

完整性, 因此拥有比传统 DRAM 更高的服役稳定性和可靠性。MRAM 同时也具备高的抗辐射性、在极端温度条件下工作稳定性以及防篡改等特点。这使得它在一些对可靠性高度敏感的领域, 如汽车电子系统、工业、飞机电子系统、军事和航天等领域有着广泛的应用前景, MRAM 的发展也将会有力促进这些行业的发展。值得一提的是, MRAM 在工艺上与传统的互补金属氧化物半导体(Complementary Metal Oxide Semiconductor, CMOS)高度兼容, 通常在实验上可以拿出一个金属层作 MRAM 而把其他金属层作处理器及逻辑电路, 易于实现纳米到微米量级的极短数据传送距离, 从而使人工智能计算的算力按数量级提升。MRAM 同时可以提供比传统 DRAM 更高的存储容量, 这使得它可以用于存储大量数据, 有利于满足大数据和人工智能时代对高密度存储器件的市场需求。过去, MRAM 主要应用于车用等场景, 但由于其架构特性, 数据保存、写入耐久性 & 写入速度三大特点难以兼得。数年前 STT-MRAM 新架构的出现, 成功解决了这一问题, 并实现了商用化。翻转式(Toggle)和 STT 两种类型的 MRAM 产品尤为常见。翻转式 MRAM 正逐渐成

1) <https://www.westerndigital.com/products/internal-drives/data-center-drives/ultrastar-dc-hc690-hdd?sku=WSH723220AL4201>.

为替代静态随机存取存储器(Static Random-Access Memory, SRAM)的持久性存储器标准, 被广泛应用于交通、航空航天、企业、医疗、物联网和工业领域. 随着MRAM技术的不断成熟和更广泛的应用, 预计它将在塑造各行业未来计算方面发挥关键作用.

本节简要介绍MRAM的发展历史、从MRAM中读取和写入信息背后的技术、材料体系和物理机制. 接下来讨论提高可读写性能、潜在挑战和可靠性问题的技术, 随后讨论了一些可能有助于行业超越传统MRAM的技术, 尤其是基于新型物理机制的磁写入和磁媒介的技术, 最后对MRAM未来研究方向做出了展望.

## 2 磁存储技术发展简史

第一款电子随机存取内存(Random Access Memory, RAM)在1947年通过Williams-Kilburn管的实践应用得以问世, 该技术利用了阴极射线管上写入的带电点作为比特<sup>[5]</sup>, 这一突破成为RAM未来发展的催化剂. 然而, 这种存储技术的可靠性较差, 且使用寿命较短. 磁芯存储器在20世纪50年代出现, 其中数据存储在磁环阵列中, 并持续了二十年. 1968年, 人们提出了基于半导体技术DRAM, 这种器件拥有良好的可扩展性和易于大规模制造的特点, 并与当时新兴的集成电路中的其他电子元件兼容. 因此, DRAM超越了磁芯存储器, 并在标准应用中占据了主导地位<sup>[6]</sup>. 然而, 值得注意的是, 从磁性存储技术的提出到其市场中重新得到重视, 这中间已经经历了近半个世纪的时间.

MRAM技术的种子在20世纪60年代就已埋下, 当时有人提出将磁芯存储器中的环形磁体替换为磁阻元件<sup>[7]</sup>. 虽然这种MRAM具有非易失性优势, 但事实上在其能够取代半导体存储器之前, 仍面临诸多挑战. 随着1988年GMR的引入, MRAM的研究活动再度升温<sup>[8,9]</sup> (如图1(b)), 并在20世纪90年代随着磁隧道结(Magnetic Tunnel Junction, MTJ)的发明进入新的阶段. 人们在室温下实现超过50%的隧穿磁电阻(Tunneling Magnetoresistance, TMR)使得该领域的研究得到了更大的关注, 因为更高的电阻带来更强的信号, 从而更容易检测已写入的比特. 当时, 磁写入技术需要外磁场的辅助, 然而, 进入21世纪初, 研究人员发现基于磁场翻转磁化的技术难以实现大规模集成, 无法满足器件小尺寸的需求, 这限制了高密度MRAM的进一步发展. 因此,

MRAM的研究一度再次放缓. 随着STT翻转磁化机制的出现, MRAM因其具有潜在的更快磁翻转能力、更高的可靠性和可集成性且适用于未来的应用, 再度被认为是一种有前景的候选技术<sup>[10,11]</sup>. 由于STT-MRAM具有巨大的市场前景, MRAM的研究活动再次复苏.

2006年, 飞思卡尔半导体公司推出了首款商业化的MRAM产品, 标志着MRAM技术正式迈入商业化阶段. 此后, 随着半导体制造工艺的进步, MRAM的存储容量、读写速度和工作温度范围等性能不断提升. 2019年, 三星公司开始销售首批嵌入式STT-MRAM产品. 随后, 先进的半导体代工厂, 包括台积电(TSMC)、全球晶圆(GlobalFoundries)和三星, 都已宣布计划在28 nm节点之后用STT-MRAM替代嵌入式闪存, 以降低成本和复杂性. 2024年初, 中国的台积电公司携手工业技术研究院宣布成功研发出SOT-MRAM阵列芯片, 这标志着人们在下一代MRAM存储器技术领域的重大突破. 这一创新产品不但采用了先进的运算架构, 而且其功耗仅为同类技术STT-MRAM的1%. 这一消息在国际电子元件会议(International Electron Devices Meeting, IEDM)上发布, 彰显了台积电在存储芯片领域的技术领先地位. 此外, 北京航空航天大学、中国科学院微电子研究所等科研机构以及致真存储、亘存科技、驰拓科技等新兴存储芯片企业也在MRAM领域取得了显著成果, 不断推动着MRAM技术的创新与产业化进程.

虽然STT-MRAM已经在特定市场中找到了立足点, 并且正在朝着颠覆性增长的方向发展. 但该型存储器也存在固有的缺陷, 比如高的写入电流. 因此, 除了STT-MRAM, 人们也提出了基于自旋电子学原理的其他存储技术. 事实上, 根据磁写入机制或磁媒介的不同, MRAM发展出了多种类型, 如基于自旋霍尔效应(Spin Hall Effect, SHE)或Rashba-Edelstein效应的SOT-MRAM<sup>[12,13]</sup>、VCMA<sup>[14,15]</sup>、VG-SOT型<sup>[16]</sup>、DW型<sup>[17]</sup>和磁斯格明子(下文统称skyrmion以简化内容)<sup>[18]</sup>型的MRAM. 不同类型的存储器各具特色, 共同推动着MRAM技术的多元化发展以适应不断变化的市场需求. 在后面我们也会介绍这些不同类型的MARM.

## 3 MRAM工作原理

如图1(c)所示, 良好的存储器件应满足至少三个关键要求: (1) 可以长久地存储信息, 如果信息可以在

没有电源的情况下长时间保存, 则称其为非易失性存储器; (2) 读取信息; (3) 写入信息. 为了实现这些要求, 过去研究人员设计并研发了多种MRAM方案. 这些功能的实现方式如下: (1) 信息存储依赖于存储层的磁保持特性, 这种特性来源于存储层的磁各向异性. 原则上, 磁各向异性越强, 则信息存储的稳定性和耐久性越高. (2) 读取操作通过感测磁阻元件两个状态之间的电阻差来进行, 通常是利用磁阻效应来实现这一操作<sup>[19]</sup>. (3) 写入信息操作通过改变存储层磁化方向来完成, 而如何以低功耗、高速率和低容错率来实现这一操作是实现高效MRAM的核心. 作为一种非易失性且非破坏性读取的存储器, MRAM通过上述三种方式来实现信息的存储、读取和写入. 自从20世纪60年代末MRAM被首次提出以来, 其读取和写入机制, 尤其是写入机制, 经历了多次变化. 磁写入操作可以通过施加磁场、利用STT效应或其他原理来实现, 我们在下一节将会详细介绍这些磁写入原理.

图2(a)展示了MRAM架构的示意图. 多个MRAM单元的阵列构成了一个存储器件. 一个典型的MRAM单元包含一个晶体管和一个磁阻元件, 这与包含晶体管和电容的DRAM非常相似. 在DRAM中, 存储在电容中的电荷决定了其存储状态, 而在MRAM中磁阻单元的电阻的大小决定了“0”和“1”的状态. 每个MRAM单元都需要一个晶体管, 因为两个状态之间的电阻差异(从而导致了电压差)不足以在没有晶体管的情况下工作. 此外, 晶体管还提供了写入操作所需的电流.

在早期的MRAM中, 用于存储信息的第一个存储元件基于自旋阀(Spin Valve)结构. 自旋阀主要由两层铁磁层夹着一层非磁性导电层构成. 两层铁磁层分别称为自由层(Free Layer)和参考层(Reference Layer). 在参考层附近或与其接触的地方通常有一层反铁磁体(Antiferromagnet, AFM)层. 这样做的目的在于通过强的层间交换耦合作用来固定参考层的磁化方向, 进一步提高参考层磁化翻转的能垒, 确保其在存储器操作过程中不会翻转. 在实际操作中, 为了更好地提高存储器的性能, 钉扎层通常由两层反铁磁耦合层构成, 以减少可能影响自由层稳定性的杂散磁场. 虽然钉扎层主要用于平面MRAM, 但在垂直MRAM中, 我们也使用“钉扎层”来指代垂直MRAM中的参考层. 实际上, 在设计MRAM时, 人们通常是通过在两层铁磁层间插入一层薄的Ru金属层来实现人工反铁磁体. Ru金属层

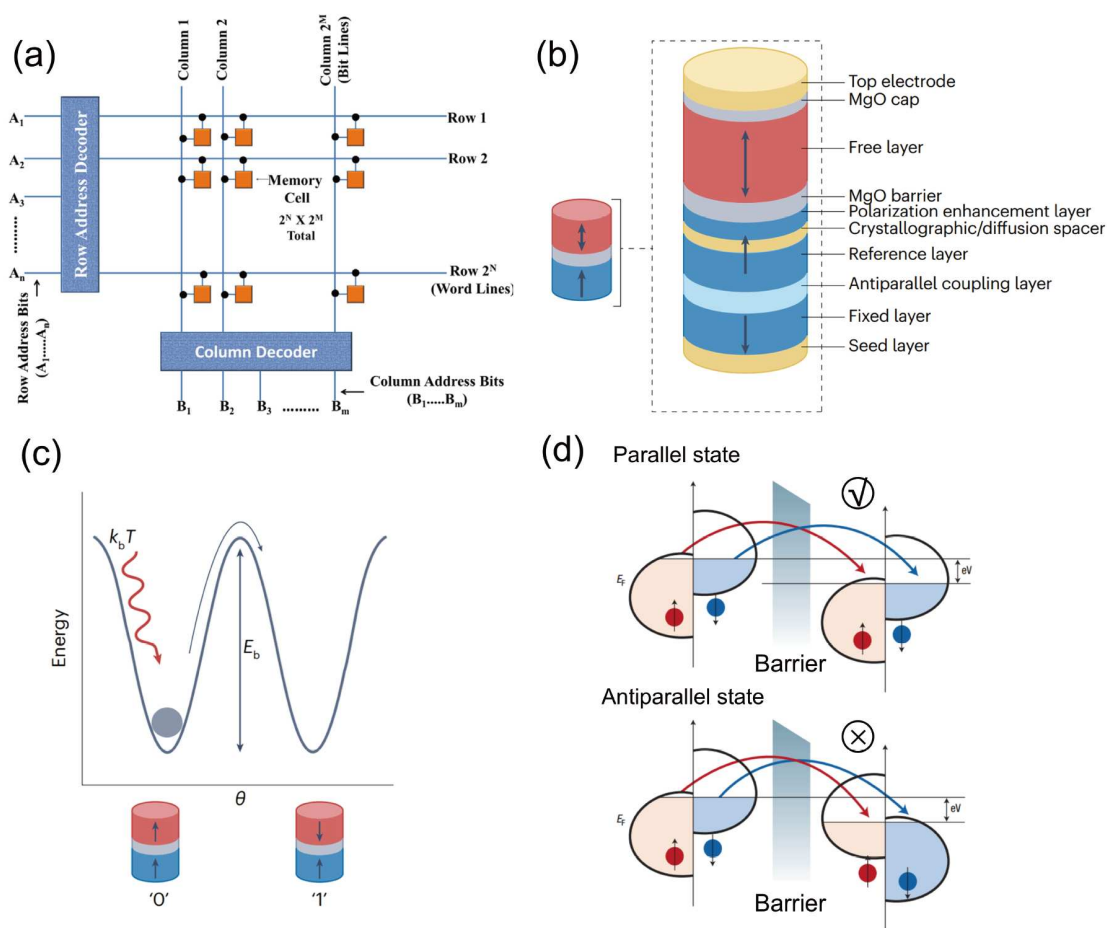
会在两层磁性层之间诱导强烈的反铁磁交换耦合, 进而实现参考层磁矩的钉扎效应<sup>[21]</sup>.

早期的基于自旋阀器件的MRAM存在读取信号较弱的问题. 随着人们在MTJ中发现了较强的读取信号, 研究者对自旋阀的兴趣迅速转移到了MTJ上(见图2(b)). MTJ结构与自旋阀相似, 不同之处在于非磁性间隔层被绝缘层(即隧穿势垒层)所替代. MTJ已经成为过去十年中MRAM的主要存储元件. 目前的MRAM产品使用MTJ, 因为两种电阻状态之间的差异足够大, 能够产生应用所需的变化的电压差值. 类似于自旋阀, MTJ的电阻状态高(反平行取向)或低(平行取向)取决于参考层和自由层的磁化方向相对取向. 写入机制是通过改变MTJ中自由层的磁化方向的相对取向来完成的, 具体内容将在随后的小节中详细介绍.

存储器件应提供至少两种状态(比特), 以便它们可以分别分配为数字信号“0”和“1”(见图2(c)). 在自旋阀和MTJ的情况下, 当两层磁性材料的磁化方向平行(低电阻)或反平行(高电阻)时, 这些器件的电阻状态是不同的. 这些在自旋阀和MTJ中的现象分别称为GMR和TMR. 这些机制将在下一节中详细讨论.

MRAM的存储原理基于翻转磁体磁化方向所需的 $E_B$ (见图2(c)). 如果磁化翻转的 $E_B$ 足够高, 能够抑制外部杂散磁场和热辅助的磁化翻转过程, 则磁化方向将固定在特定方向. 虽然不同材料的设计方式和信息的写入方式有所不同, 但这一存储原理与磁记录中使用的原理非常相似.

在MRAM中, 参考层(或钉扎层)的磁化方向是固定的, 而只有自由层的磁化方向会变化, 用来存储“0”和“1”状态. 由于参考层的磁化方向不能改变, 因此它通常由具有很高 $E_B$ 的材料制成, 这通常要求材料具有较高的磁晶各向异性. 自由层则采用具有一定磁各向异性的材料设计, 这种磁各向异性足以在一定时间内存储磁化信息(在磁记录的情况下通常为10年).  $E_B$ 通常与 $K_u V$ 成正比(其中 $K_u$ 是磁各向异性常数,  $V$ 是自由层的体积). 这个能量必须远大于热能 $k_B T$ (其中 $k_B$ 是玻尔兹曼常量,  $T$ 是温度), 例如, 存储时间超过10年时 $E_B$ 需要比热能大60倍. 在某些情况下,  $E_B$ 可能与 $K_u V$ 不完全相等, 因此热稳定性因子通常写作 $\Delta = E_B/k_B T$ . 虽然高磁各向异性有利于提高信息存储的耐久性, 但是过高 $K_u$ 将会导致翻转自由层磁化方向的 $E_B$ 非常高, 从而导致需要大的外场, 如磁场和电流, 这将会导致写



**图 2** (网络版彩图) (a) 典型内存架构中MRAM单元阵列的示意图<sup>[1]</sup>. 橙色方块内通常包含一个晶体管和一个MTJ元件. (b) MTJ薄膜堆叠结构. 参考层包含两个反平行耦合的层(蓝色圆柱), 中间的为MgO壁垒层, 上层红色为自由磁化层. 除此之外还包含了极化增强层(用于增强电子的自旋极化率以提高TMR值)和晶体学间隔层或扩散间隔层(用于减少缺陷和提高器件性能<sup>[20]</sup>). (c) 数据存储由垂直磁各向异性引起的能量势垒(Energy Barrier,  $E_b$ )决定, 自由层磁化方向相对于参考层磁化方向的变化对应不同的数据比特“0”和“1”<sup>[20]</sup>. (d) 自旋相关隧穿原理. 当两层铁磁层的磁化方向平行时, 自旋向上的电子的散射较少而自旋向下的电子的散射较多, 从而导致低阻态. 当两个相邻磁性层的磁化方向反平行时, 自旋向下的电子和自旋向上的电子都会发生散射, 导致高阻态(所有图片来自文献<sup>[1,20]</sup>, 已获得授权)

**Figure 2** (Color online) (a) A schematic diagram of the MRAM unit array in a typical memory architecture <sup>[1]</sup>. The orange box typically contains a transistor and an MTJ element. (b) The MTJ thin film stacks structure. The reference layer consists of two anti-parallel coupled layers (blue cylinders), with an MgO barrier layer in the middle and a free magnetic layer on top (red) <sup>[20]</sup>. Additionally, a spin polarization enhancement layer is included to increase the spin polarization of electrons and improve the tunneling magnetoresistance ratio. A crystallographic spacer or diffusion barrier is also introduced to minimize defects and optimize device performance. (c) Data storage is determined by the energy barrier caused by the perpendicular magnetic anisotropy. The change in the magnetization direction of the free layer relative to the pinned layer corresponds to different data bits “0” and “1” <sup>[20]</sup>. (d) The principle of spin-polarized tunneling. When the magnetization directions of the two ferromagnetic layers are parallel, spin-up electrons experience less scattering while spin-down electrons undergo more scattering, resulting in a low-resistance state. Conversely, when the magnetization directions of the adjacent magnetic layers are antiparallel, both spin-down and spin-up electrons are scattered, leading to a high-resistance state (All images are reproduced from refs. <sup>[1,20]</sup> with permission from the publishers).

入能耗的急剧增长. 根据存储机制, MTJ可以分为两种类型: (1) 平面MTJ, 其铁磁层的磁化方向在薄膜平面内; (2) 垂直MTJ, 其磁化方向垂直于薄膜平面. 目前, 主流的研究都集中在基于垂直磁化MTJ的MRAM. 主要原因是面内磁化MTJ存在较大的磁翻转电流、不可

靠的磁翻转效果以及器件尺度较大等缺陷.

## 4 MRAM读取

如前一节所讨论的, 在MRAM中信息的读取依赖

于磁阻(Magnetic Resistance, MR)效应. 为了可靠地读取信息, 低电阻状态和高电阻状态之间的电压差必须超过0.2 V. 因此, 实现高的磁阻值是实现可靠的MRAM器件的关键指标之一.

MR早在1856年被Thomson在Fe和Ni金属中首次观察到, 他发现当磁场的方向发生变化时, Fe和Ni的电阻会改变<sup>[22]</sup>. MR源于自旋-轨道耦合. 其物理机制在于磁化方向的变化会改变电子云, 导致穿过晶格的导电电子的散射量发生变化, 从而导致电阻值发生变化. 随后, 人们也在如In、Al、Sb、Mo、Cu、Au、Pt等非磁性材料中报道了磁阻效应. 在像铁磁材料这样的材料中, 已报道的磁阻效应在2%左右, 并且具有各向异性特征. 因此, 这种效应称为各向异性磁阻(Anisotropic Magnetoresistance, AMR)效应. 由于其在室温下较大的效应和低饱和磁场, 铬镍合金(Permalloy, NiFe)的AMR效应被应用于早期的硬盘驱动器的磁阻读取头<sup>[23,24]</sup>. 在像(Ga, Mn)As等多晶铁磁材料中, 电阻的变化取决于磁化方向与电流密度之间的角度<sup>[25]</sup>. MR既取决于磁场的强度, 又取决于磁场的相对方向.

20世纪80年代末, 人们在包含铁磁(Fe和Cr)层和非磁性薄膜的夹层结构中存在GMR被发现. GMR效应在读取头中的应用对HDD产生了革命性的改变, 因为高GMR值可以实现较强的读取信号. 增强所谓的GMR是自旋依赖的电子散射的结果. 当两个相邻磁性层的磁化方向反平行时, 自旋向下的电子和自旋向上的电子都会发生散射(见图2(d)). 因此, 会观察到高电阻. 然而, 当两层铁磁层的磁化方向平行时, 自旋向上的电子的散射较少而自旋向下的电子的散射较多, 从而会观察到电阻的下降, 也就是低阻态. GMR效应也在多层薄膜中得到发现, 如Co/Cu、Ni/Fe、Fe/Au等. Co/Cu和CoFe/Cu显示出较高的磁阻<sup>[8,9,26]</sup>. 虽然GMR是一种有趣的现象, 但它并不能直接应用于硬盘驱动器, 因为实现这一效应所需的磁场强度大于磁介质所产生的磁场. 实际上应用于读取头的GMR效应通常保持在10%–20%之间, 这个阻值的变化不足以在高低电阻状态之间产生显著的电压差, 导致了其在读取信息时存在巨大的误差, 这限制了GMR效应在MRAM中实际应用.

自旋阀的发明解决了GMR的问题, 使自旋阀成为适用于硬盘应用的磁阻器件. 1995年Miyazaki等人<sup>[27]</sup>和Moodera等人<sup>[28]</sup>首次报道了在磁性层中间使用了无

定形的AlO<sub>x</sub>作为绝缘层, 实现了室温下的TMR效应(约16%的TMR值), 这对MRAM应用来说是一次重大突破. 随后, 随着MgO晶体势垒层的应用, 实验室中已实现了超过600%的TMR值<sup>[29]</sup>. 目前, MRAM器件中TMR的值可以轻松达到100%–200%, 这足以在“0”和“1”状态之间产生足够的电压差, 从而确保了信息读取的准确性.

在基于TMR的MTJ结构中, 两个铁磁层夹着一层非常薄的绝缘膜, 通常只有几层原子厚, 这样电子就可以根据铁磁层上可用的自由电子的状态通过绝缘层进行隧穿. 在采用MgO作为隧穿势垒层的MTJ器件中, TMR效应还依赖于界面的能带匹配特性. 与TMR不同, GMR的电阻差异是由自旋依赖的散射引起的, 而TMR的电阻差异是由自旋依赖的隧穿效应引起的. 在TMR中, 当参考层和自由层的磁化方向平行时, 更多的自旋多子可以通过隧穿效应穿过势垒层. 然而, 当参考层和自由层的磁化方向反平行时, 无论是自旋多子还是自旋少子的隧穿概率都会降低, 从而导致更高的电阻. 不同磁化方向的电阻差异通过TMR比值来测量, TMR比值可以通过以下公式计算:

$$\text{TMR} = \frac{R_{\text{ap}} - R_{\text{p}}}{R_{\text{p}}}, \quad (1)$$

其中,  $R_{\text{ap}}$ 和 $R_{\text{p}}$ 分别代表参考层和自由层磁化方向相反和相同时的电阻值.

MTJ中的绝缘层以及整个堆叠结构的设计决定了MRAM的TMR和读取性能. 在使用无定形势垒层(如AlO<sub>x</sub>)的情况下, 电子的隧穿主要取决于铁磁材料的电子能带结构. 使用AlO<sub>x</sub>时, TMR的最大值为70%<sup>[30]</sup>. 然而, 当使用如MgO等晶体作为空间层, 并且铁磁材料(如Fe)与其能带匹配时, 隧穿效应则取决于电子能带匹配. 因此, 磁化方向相同时, 自旋多子具有更大的隧穿概率. 然而, 对于磁化方向反平行时, 自旋多子和自旋少子的隧穿概率都非常低. 2001年, 人们在理论上预测了这一物理效应<sup>[31,32]</sup>. 到21世纪初, 涉及MgO的实验结果开始大量涌现<sup>[33–35]</sup>. Parkin等人<sup>[33]</sup>和Yuasa等人<sup>[36]</sup>展示了基于MgO的MTJ的TMR效应可以超过AlO<sub>x</sub>势垒层. 同年, 人们在CoFeB/MgO/CoFeB的MTJ中实现了超过200%的TMR值<sup>[34]</sup>. 甚至有科学家在低温下实现了创纪录的1000%左右的TMR值<sup>[29,37]</sup>. 背后的物理机制是MgO晶格的(001)面的对称性对隧穿电子的波函数具有筛选作用, 该机制对TMR产生了额外

的贡献. 因此, 如何控制材料的晶面取向和能带匹配对于实现具有高TMR的MTJ至关重要.

## 5 MRAM写入

存储器器件的第二个要求是必须有一种方法在存储单元中写入数据. 在过去的几十年中, MRAM中的写入机制在持续发展, 人们提出了不同的磁写入方式以实现操作简单、低功耗、高速率和易集成的磁存储器件的基本需求.

### 5.1 磁场辅助写入

根据毕奥-萨伐尔定律, 电流通过的导体将会产生磁场. 最早使用的写入信息的方法正是通过对导线施加电流产生的磁场来实现. 直到十几年前, 这一原理仍然被用于实现磁写入操作(也称磁翻转). 在这种方法中, MRAM架构包含位线和字线(见图3(a)). 当通过给特定MRAM单元相对应的位线和字线送电时, 会产生两个相互垂直的磁场(见图3(a)). 字线中的电流沿易磁轴产生一个磁场 $H_w$ , 位线中的电流则沿与易磁轴垂直的方向产生一个磁场 $H_b$ . 由于基于磁场的MRAM采用了面内磁化, 因此, 此类MRAM中的易磁轴位于椭球形单元的长轴方向. 值得一提的是, STT-MRAM架构比基于磁场的磁翻转机制要简单. 在斯通纳-沃尔夫拉特磁翻转机制下, 导致磁化翻转所需的阈值磁场要超过单个磁畴的各向异性. 产生磁场所需的电流取决于存储元件的磁性和形态特性. 磁翻转场与存储元件的面积成反比. 因此, 如何得到小尺寸高密度的器件成为一个关键问题, 因为这往往意味着需要更大的电流来产生更强的磁翻转场<sup>[38]</sup>.

由于基于磁场的磁翻转无法扩展到更小的尺寸, 并且没有明显的替代方案, 基于磁场写入方式的MRAM在短时间内几乎被研究人员放弃. 与此同时, 人们提出了热辅助MRAM技术. 热辅助MRAM技术被提出于21世纪, 该技术依赖于焦耳加热和反铁磁材料与铁磁材料之间的交换耦合来提高热稳定性<sup>[39]</sup>. 虽然目前STT磁翻转技术得到了更广泛的研究, 但热辅助MRAM技术仍然被一些小组持续研究.

### 5.2 STT写入

受限于磁场翻转磁化的固有缺点, 1996年Slonc-

zewski做出理论预测<sup>[10]</sup>, 提出了STT-MRAM这一新型的设计策略. 这迅速激发了人们的研究兴趣, 并随后在商业上引起了研究热潮<sup>[41-43]</sup>. 1998年, 人们在Co/Cu多层膜体系首次证实了关于STT引起的磁化翻转<sup>[44]</sup>. 随后, 多个研究团队正式提出了STT-MRAM这一方案<sup>[45]</sup>. 此外, Kiselev等人使用(Co/Cu) $n$ 样品制造了纳米柱, 并展示了STT引起的磁化振荡<sup>[46]</sup>. 2004年, Huai等人展示了在CoFe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/CoFe隧穿磁阻堆叠的微米级器件中, STT引起的磁化翻转<sup>[47]</sup>. 不久后, Diao等人展示了在基于MgO的MTJ器件中, STT引起的磁化翻转<sup>[48]</sup>. 2010年, 东北大学<sup>[49]</sup>和IBM<sup>[50]</sup>分别独立发布了首次在具有垂直磁各向异性的CoFeB/MgO基隧道结中实现了基于STT效应的磁翻转<sup>[51]</sup>. 除了预期的较低磁翻转电流和较好的器件集成优势外, 垂直MTJ堆叠结构还解决了不可靠磁翻转的问题<sup>[50,52]</sup>. 这些论文引发了工业界的广泛关注, 并迅速开发出了基于垂直磁化CoFeB基隧道结的STT-MRAM产品. 这些研究有力地推动了STT-MRAM的发展, 直到今天, 商业化的STT-MRAM产品仍然基于这一架构. 如图3(b)所示, STT方法不需要外部磁场来改变磁化状态. 相反, 磁化的翻转是通过向器件中通电流来诱导的. 有趣的是, 通过电流来实现磁翻转具有良好的可集成度, 这也简化了MRAM设计, 从而简化了制造过程.

在STT翻转磁化的过程中, 如果需要将磁化方向从反平行转为平行, 电子将从参考层传输到自由层. 当电子流经参考层时, 自旋少子会被散射, 而自旋多子则会通过参考层并传递到自由层. 这种选择性地将电子传递为自旋多子的过程称为自旋的极化. 当这些自旋极化电子到达自由层时, 电子的自旋角动量对磁化方向与参考层反平行的自由层磁化施加了一个转矩(如图4). 一旦多数自旋到达自由层, 自由层的磁化会对电子自旋施加转矩, 使其与自由层的磁化方向对齐. 此时电子也会对自由层的磁化施加相等且相反的转矩. 最终的结果是, 自由层的磁化通过STT发生翻转. 由于这些电子产生的转矩, 自由层的磁化方向会从反平行方向转变为平行方向. 当需要实现反平行磁化配置时, 只需施加一个相反方向的电流. 在这种情况下, 电子从自由层流向参考层. 自旋多子通过界面, 而自旋少子则被散射回自由层. 反射电子与磁化方向之间的自旋角动量转移导致了反平行磁化构型(如图4). 事实上, 只有当转矩足够强时, 自由层的磁性状态才会发生

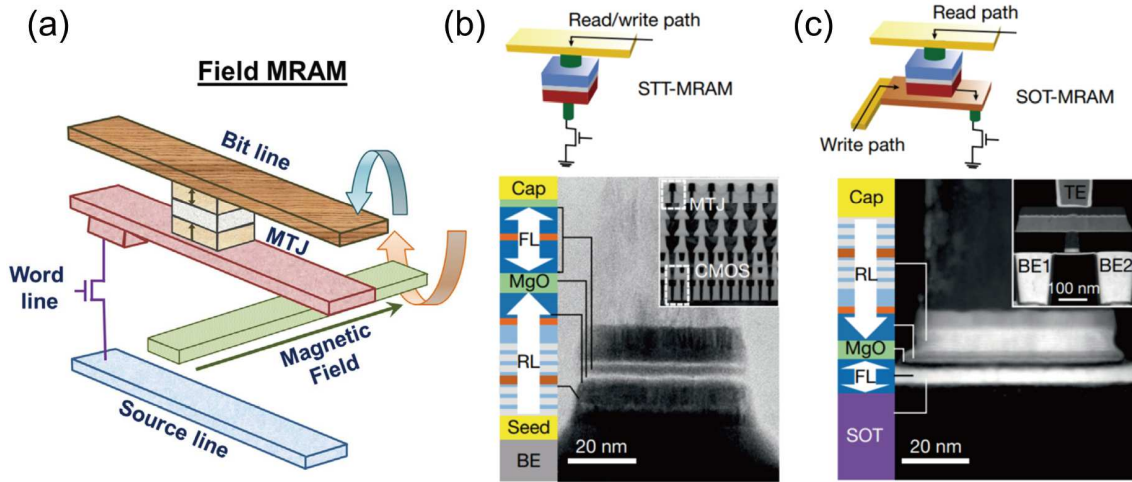


图 3 (网络版彩图) (a) 磁场辅助翻转面内磁化型MRAM<sup>[40]</sup>. (b) 上图为STT-MRAM结构示意图, 下图为底部固定型STT-MTJ结构示意图及STT-MTJ的透射电子显微镜截面图<sup>[2]</sup>. 该结构包含CoFeB自由层、MgO隧道势垒层以及由CoFeB/间隔层/Co/Ru/[Co/Pt]组成的参考层. 插图所示为CMOS电路(底部虚线框)控制的STT-MRAM阵列(顶部虚线框)的TEM截面图. (c) 上图为SOT-MRAM<sup>[2]</sup>, 下图为顶部固定型SOT-MTJ结构示意图及SOT-MTJ的TEM截面图. 插图所示为典型SOT-MRAM单元结构, 其中写入电流从底部电极BE1注入至BE2, 读取电流从顶部电极TE流向BE2 (图片来自文献[2,40], 已获得授权)

**Figure 3** (Color online) (a) Magnetic field-assisted in-plane magnetization MRAM [40]. (b) Schematic of the STT-MRAM structure (top), and the bottom-pinned STT-MTJ structure with a cross-sectional transmission electron microscopy image of the device (bottom) [2]. This structure consists of a CoFeB free layer, an MgO tunnel barrier layer, and a reference layer composed of CoFeB/spacer/Co/Ru/[Co/Pt]. The inset depicts the TEM cross-section of an STT-MRAM array (top dashed box) controlled by a CMOS circuit (bottom dashed box). (c) The top image shows an SOT-MRAM structure [2], while the bottom image presents the schematic of a top-pinned SOT-MTJ structure along with the TEM cross-sectional image of the SOT-MTJ. The inset illustrates a typical SOT-MRAM cell structure, where the write current is injected from the bottom electrode BE1 to BE2, and the read current flows from the top electrode TE to BE2 (All images are reproduced from refs. [2,40] with permission from the publishers).

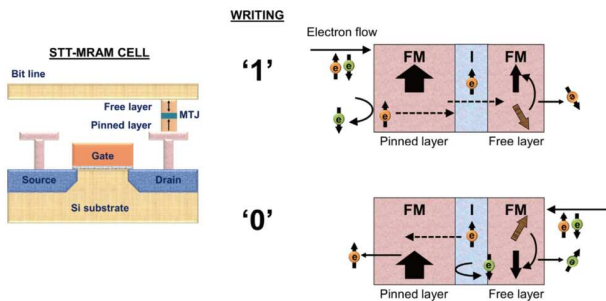


图 4 (网络版彩图) STT-MRAM单元的示意图以及STT磁翻转机制以实现“1”和“0”状态<sup>[1]</sup>. 粗箭头表示参考层和自由层的磁化状态. 带有e的箭头表示电子自旋(图片来自文献[1], 已获得授权)

**Figure 4** (Color online) Schematic diagram of the STT-MRAM cell and the STT magnetic switching mechanism to achieve the “1” and “0” states [1]. The thick arrows represent the magnetization states of the reference layer and the free layer. Arrows with “e” represent electron spins (All images are reproduced from ref. [1] with permission from the publisher).

变化. 如果电流太小, 磁化可能会旋转并恢复到初始状态. 如果电流过大, 磁化翻转速度可能加快, 但这会导致能耗的增加. 通常用于翻转自由层的磁化方向的临

界电流密度用 $J_C$ 表示,  $J_C$ 的公式为<sup>[10]</sup>

$$J_C = \left( \frac{\alpha}{\eta} \right) \left( \frac{2e}{\hbar} \right) M_s t H_K + 2\pi M_s, \quad (2)$$

其中,  $M_s$ 是饱和磁化强度;  $t$ 是薄膜的厚度;  $\alpha$ 是吉尔伯特阻尼异常数, 代表了磁化强度恢复到其平衡位置的速率;  $\eta$ 是STT效率参数, 与注入电流的自旋极化率相关.

### 5.3 SOT写入

如前文所述, 作为一种已商业化的磁存储器, STT-MRAM在嵌入式存储市场已经占据了一席之地. 然而, STT-MRAM确实存在局限性, 包括STT翻转磁化的随机性和高临界电流, 这使得它不适合在纳秒和亚纳秒范围内的超快速操作. 在已知的替代方案中, 研究最为广泛和深入的是SOT-MRAM<sup>[3,53–58]</sup>, 如图3(c).

在三端SOT-MRAM器件中, 通过将电流通过位于自由层下方的金属SOT导线来写入MTJ(图5). STT-MRAM和SOT-MRAM之间的主要区别在于用于写入过程的电流注入的器件的几何形状不同. 在STT-MRAM中, 电流垂直注入MTJ, 而SOT-MRAM中的电

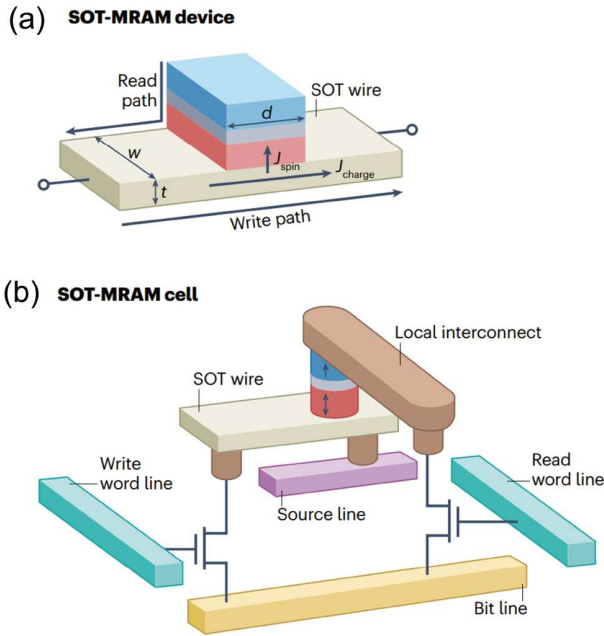


图 5 (网络版彩图) (a) 三端SOT-MRAM器件. 横向电流  $J_{\text{charge}}$  产生垂直自旋流  $J_{\text{spin}}$ . (b) 包含一个MTJ和两个访问晶体管(浅蓝色长方体)的SOT-MRAM存储单元的示意图<sup>[20]</sup>, 其中读取和写入操作是独立存在的(图片来自文献<sup>[20]</sup>, 已获得授权)

**Figure 5** (Color online) (a) Three-terminal SOT-MRAM device. The lateral current  $J_{\text{charge}}$  generates a perpendicular spin current  $J_{\text{spin}}$ . (b) Schematic diagram of an SOT-MRAM memory cell, which includes an MTJ and two access transistors (light blue rectangles) <sup>[20]</sup>, wherein the read and write operations are independent to each other (All images are reproduced from ref. <sup>[20]</sup> with permission from the publisher).

流注入发生在面内, 在相邻的SOT层中——通常是重金属(如W和Pt). 自由层的磁化状态通过相邻SOT材料中的自旋轨道相互作用(Spin Orbit Coupling, SOC)产生的STT来操控, 进而实现数据的写入<sup>[12,13]</sup>. 当电流通

过强SOC的重金属(Heavy Metal, HM)/铁磁材料(Ferromagnet, FM)异质结构时, 具有大SOC的HM将电荷电流转换为自旋流. 这个自旋流可以输送到邻近的FM层, 从而激发磁化. Liu等人则将体效应的自旋霍尔效应(SHE)归因于材料的强自旋轨道耦合、高电阻率特性以及特殊的晶体结构<sup>[12]</sup>(见图6(a)). Miron等人<sup>[13]</sup>和Gambardella等人<sup>[59]</sup>将界面Rashba效应描述为电流引起的磁化翻转的原因(见图6(b)). 根据两种不同的机制, SOT可以分解为(a)类阻尼型(或Slonczewski型)力矩(Damping Like, DL)和(b)类场型力矩(Field Like, FL). 图6(c)展示了DL和FL力矩的示意图. DL力矩试图将磁化旋转到自旋流极化的方向. 而FL力矩通过交换耦合使磁化围绕交换场进行进动. 从对称性来看, DL和FL力矩可能分别来自体相SHE和界面Rashba-Edelstein效应. 然而, 最近的研究指出, 这两种效应都会生成这两种力矩<sup>[60]</sup>. 总的来说, 这两种力矩共同作用导致铁磁层磁化翻转. 也有最近的研究发现, 即使是具有小或忽略不计SOC的非磁性金属(Nonmagnetic Materials, NM), 也可以在相邻的FM层中生成力矩. 其物理机制在于轨道霍尔效应(Orbital Hall Effect, OHE)——当电流应用于NM/FM异质结构时, 具有相反轨道角动量的电子会散射到NM的两端, 它会由于SOC在横向方向上产生轨道电流, 自旋流可以在NM(如果NM的SOC较小)或FM(利用FM的SOC)中产生, 或两者兼有. 生成的自旋流对磁化施加力矩, 从而实现磁翻转<sup>[61]</sup>.

SOT-MRAM读操作与STT-MRAM相同, 通过电流流经MTJ来实现. 与STT-MRAM相比, SOT-MRAM器件预计具有更好的耐用性、更低的读扰动、更快的翻

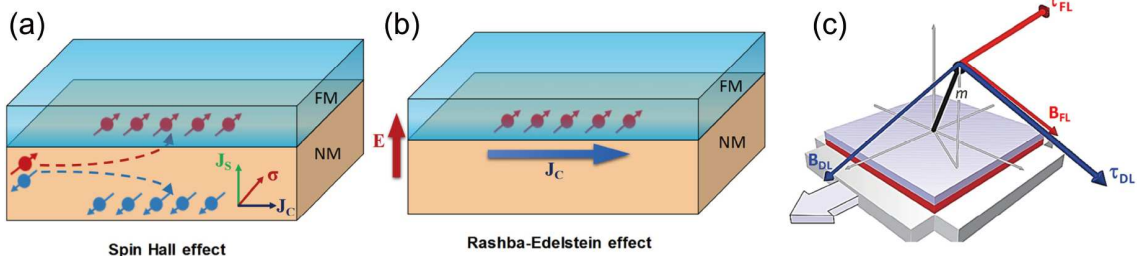


图 6 (网络版彩图) (a) 在NM中的体自旋霍尔效应示意图<sup>[62]</sup>; (b) 在FM/NM界面处的Rashba-Edelstein效应示意图; (c) 两种自旋轨道力矩分量及其各自有效磁场的示意图<sup>[62]</sup>(图片来自文献<sup>[62]</sup>, 已获得授权)

**Figure 6** (Color online) (a) Schematic diagram of the bulk spin Hall effect in an NM <sup>[62]</sup>; (b) schematic diagram of the Rashba-Edelstein effect at the FM/NM interface; (c) schematic diagram of the two components of spin-orbit torque and their respective effective magnetic fields <sup>[62]</sup> (All images are reproduced from ref. <sup>[62]</sup> with permission from the publisher).

转速度和更低的翻转能量. 在SOT-MRAM器件中, 读写路径是分离的, 从而减轻了与STT-MRAM相关的耐用性问题(例如MgO势垒层的击穿)(图5)<sup>[20]</sup>. 与STT-MRAM相比, 这种类型的器件预计可以以更高的速度和更大的写入电流运行. 除了低功耗和更快的磁翻转速度, 基于SOT的三端MTJ在隔离读写路径方面也具有优势. MTJ单元是SOT-MRAM中位单元的核心部分, 类似于STT-MRAM. 然而, 为了消除STT-MRAM的缺点, SOT-MRAM单元增加了一个额外的端口, 用于将(单向的)读路径和(双向的)写路径分开, 这两者是相互垂直的, 从而显著提高了读取的可靠性<sup>[1]</sup>. 三端结构还解决了STT-MRAM中存在的读扰动问题, 即在读取过程中可能会无意中写入数据. 此外, 通过独立优化写路径, SOT-MRAM的写电流要远小于STT-MRAM且写入时间也更快.

对于STT和SOT-MRAM器件, 自由层的磁化方向由自旋流翻转. 决定器件翻转效率的一个关键指标是电荷流到自旋流的转换效率. 在STT器件中, 通过MTJ的电流中相同的电子形成自旋流, 其转换效率 $I_{\text{spin}}$ 由参考层材料的自旋极化率 $P_{\text{Ref}}$ 决定, 这一值通常不会超过100%:

$$I_{\text{spin}} = \frac{\hbar}{2e} P_{\text{Ref}} I_{\text{charge}}, \quad (3)$$

其中,  $\hbar/2e$ 是从电荷转到自旋的转换单位. 而在SOT器件中, 垂直流入自由层的自旋流密度与通过SOT导线横向流动的电流密度成正比:

$$J_{\text{spin}} = \frac{\hbar}{2e} T_{\text{int}} \Theta_{\text{SH}} J_{\text{charge}} = \frac{\hbar}{2e} \xi J_{\text{charge}}, \quad (4)$$

其中,  $\Theta_{\text{SH}}$ 是自旋霍尔比(也称为自旋霍尔角),  $T_{\text{int}} \leq 1$ 是考虑了在SOT导线与自由层界面上反射或翻转的自旋的界面自旋透明度,  $\xi = T_{\text{int}} \Theta_{\text{SH}}$ 是SOT效率. 有两个因素可以提高SOT器件相对于STT器件的电流到自旋流转换效率. 首先, 当将自旋流密度(公式(4))转换为电流时, 由于电流和自旋流流过不同的区域, SOT器件获得了 $d/t$ 的几何优势, 其中 $d$ 是自由层的横向尺寸,  $t$ 是SOT导线的厚度,  $d$ 约为50 nm,  $t$ 约为5 nm. 因此, 当电子横向经过自由层下方时, 每个电子可以多次对自旋流产生贡献. 其次, 由于固有的能带结构效应,  $\Theta_{\text{SH}}$ 以及 $\xi$ 可能大于1. 例如, 人们在拓扑绝缘体 $\text{Bi}_2\text{Se}_3$ 、 $\text{Bi}_x\text{Se}_{1-x}$ 和 $\text{BiSb}$ 中, 实现了室温下 $\xi > 2$ 的SOT效率<sup>[63–65]</sup>, 并且报道了在低温下在拓扑绝缘体双层体系产生了 $\xi > 100$ 的结果. 上述两种效应使得SOT-MRAM

成为比STT-MRAM更具效率的翻转策略. 然而, 迄今为止, 尚未有明确的实验证据表明SOT-MRAM在翻转速度或翻转效率上优于STT-MRAM<sup>[66]</sup>. 当前的SOT器件存在一些问题, 包括不实用的材料、由于自旋极化率不高导致的大的临界电流、实现大型存储单元需要多个大型晶体管以及加工方面的挑战. 目前, 人们多数时候只在非常规材料中得到观察较高的SOT效率, 如拓扑绝缘体和二维材料, 但是这些材料通常具有较高的电阻率且与标准CMOS工艺不兼容. 与工业技术相关的报道仅限于传统的重金属SOT材料<sup>[67]</sup>, 包括Pt、Ta和W, 这些材料的 $\xi$ 值较小, 只有在0.1–0.4的范围内, 远低于上述的非常规材料的SOT效率<sup>[68]</sup>.

对于存储应用, 三端SOT-MRAM器件的最大缺点是其相对于两端STT-MRAM器件的更高的占用面积导致的低密度. IMEC的设计技术协同优化研究表明<sup>[69]</sup>, 在5 nm节点, SOT-MRAM的单元面积大约是STT-MRAM的两倍, 这是由于SOT-MRAM是一种三端器件. 在这种情况下, 每个存储元件需要两个存取晶体管: 一个用于读取操作, 一个用于写入操作. 因此, 虽然独立的读写路径为可靠性提供了额外的好处, 但由于额外的读取晶体管(带有额外的金属线), 它们会占用额外的空间. 解决SOT-MRAM器件密度挑战的方法包括将STT和SOT效应结合的二端SOT器件<sup>[70]</sup>, 以及使用共享SOT导线的SOT器件, 以便将写入晶体管在多个隧道结之间共享<sup>[71]</sup>. 这两种方法的结果目前仍处于初步阶段, 未来需要更多的研究来展示其技术潜力. 此外, SOT-MRAM的制造工艺也比STT-MRAM更具挑战性, 因为MTJ的刻蚀要求比较严格. 刻蚀停止层需要控制在SOT层内, 典型厚度约为5 nm. 在刻蚀不足的器件上自由层区域会变大, 这会导致翻转性能下降, 而过度刻蚀的器件则有高阻抗的SOT导线. 迄今为止, 大多数关于SOT-MRAM的研究专注于单个器件的性能, 而未解决大阵列制造过程中面临的挑战. 至今, 只有英特尔和台积电报道基于SOT-MRAM阵列的良率学习数据<sup>[72,73]</sup>. 为了使SOT-MRAM成为适用于最后一级缓存应用的竞争性技术, 未来需要解决以下问题: 通过材料和器件结构创新生成垂直自旋极化流, 并实现 $\xi > 0.3$ <sup>[74]</sup>且实现与两端STT-MRAM相当的密度, 以及高密度和高良率等.

## 5.4 磁写入新机制和技术

自旋极化流驱动的磁翻转, 无论是STT还是SOT

都需要移动电子的参与,这不可避免地引发焦耳热,增加能耗,同时也限制了自旋电子器件速度与集成密度的进一步提高.此外,自旋流的自旋扩散长度相对较短,通常在nm级别(2–3 nm)<sup>[75]</sup>,这限制了自旋信息在长距离上传输.磁子流的出现,为解决上述问题提供了可能<sup>[76–79]</sup>.磁子是自旋波量子化的准粒子,每一个磁子携带一个普朗克常量( $\hbar$ )的自旋角动量,因此磁子也可以像电子那样承载和传递自旋信息.它可以将单个自旋翻转的角动量以波动的形式传递到整个磁性体系中,因此可以进行长距离、高效率的自旋信息传播,其传播长度可以达到微米甚至厘米级别,这远超在传统的自旋电子学器件中导电电子自旋在铁磁薄膜中的传输距离.磁子的传播不依赖于传导电子的运动,既可以在磁性金属中传播,又可以在磁性绝缘体中通过磁交换作用传播,避免了焦耳热的产生,可以实现无热耗散、低阻尼、长距离传输自旋.因此磁子器件在低功耗信息存储与计算领域具有潜在应用前景<sup>[77]</sup>.

在2019年<sup>[80]</sup>,实验上报道了一种基于磁子介导的自旋力矩实现高效磁化翻转的替代方案,并在 $\text{Bi}_2\text{Se}_3$ /

反铁磁绝缘体 $\text{NiO}$ /铁磁体的异质结中首次实现了室温下由磁子力矩驱动的磁化翻转.在这一系统中,通过向 $\text{Bi}_2\text{Se}_3$ 层注入电流,产生的自旋流与 $\text{NiO}$ 界面发生相互作用,进而激发磁子流.这些磁子流将自旋角动量传递至 $\text{NiFe}$ 层,从而诱导其磁化翻转(见图7(a)).实验结果表明,当 $\text{NiO}$ 层厚度达到25 nm时,可以实现高效磁化翻转,而在较薄的 $\text{NiO}$ 层(5 nm)中未观察到类似现象,这确立了磁子力矩在磁化翻转中的主导作用.该研究首次在室温条件下实现了基于磁子力矩的磁化翻转,并展现出与传统自旋力矩相当的能量效率,为发展全磁子驱动自旋电子学器件开辟了新方向<sup>[81–83]</sup>.

此外,近年来,交错磁(Altermagnetism)作为一种新兴的磁性材料类型,同时具有铁磁和反铁磁的特性,吸引了广泛关注<sup>[84–88]</sup>.特别是衍生出的自旋劈裂力矩(Spin Splitting Torque, SST)被认为是一种新型的自旋力矩. SST由非相对论性各向异性自旋能带劈裂(Anisotropic Spin Splitting Effect, ASSE)驱动,并在 $\text{RuO}_2$ 等材料中首次被实验验证<sup>[89,90]</sup>.不同于依赖SOC的SOT, SST由磁性交换相互作用诱导,产生时间反演奇

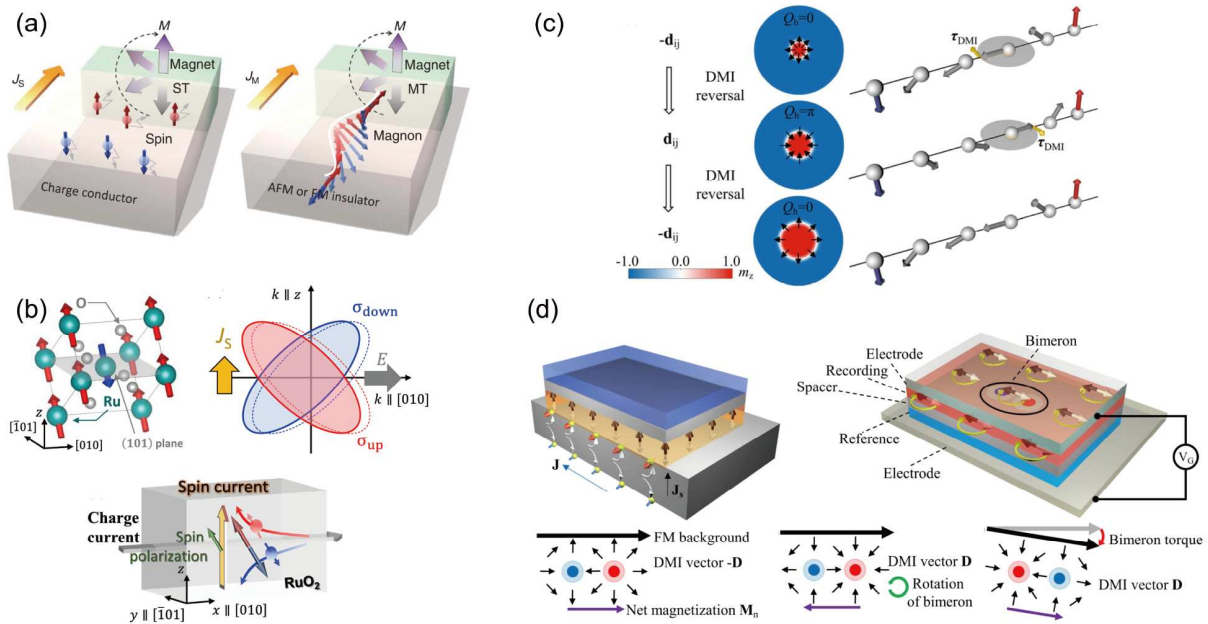


图 7 (网络版彩图) (a) 磁子力矩翻转垂直磁<sup>[80]</sup>; (b) 交错磁体中的自旋劈裂力矩翻转垂直磁<sup>[90]</sup>; (c) 电压控制DMI力矩通过skyrmion的膨胀效应翻转垂直磁<sup>[91]</sup>; (d) 电压控制双半子力矩实现面内磁化的翻转<sup>[93]</sup>(图片来自文献[80,90,91,93], 已获得授权)  
Figure 7 (Color online) (a) Perpendicular magnetization induced by magnon torque [80]; (b) spin-splitting torque reversals the perpendicular magnetization in a chiral magnet [90]; (c) voltage-controlled DMI torque reversals the perpendicular magnetization through the expansion effect of a magnetic skyrmion [91]; (d) voltage-controlled bimeron torque enables the in-plane magnetization switching [93] (All images are reproduced from refs. [80,90,91,93] with permission from the publishers).

异(T-odd)的横向自旋流, 具有极高的自旋转矩效率和可控的自旋极化方向. 实验结果显示,  $\text{RuO}_2$ 的SST特性与晶体取向和磁性状态密切相关. 在 $\text{RuO}_2(100)$ 薄膜中, 自旋转矩效率明显高于 $\text{RuO}_2(110)$ , 表现出晶体方向依赖性, 其自旋极化方向平行于Néel矢量, 并可通过控制磁态实现精确控制. 此外,  $\text{RuO}_2$ 的体贡献是生成自旋流的主要来源, 展现出优异的自旋导电性能. SST在高效翻转磁态和生成可控垂直自旋极化方面展现了巨大的应用潜力. SST结合了传统STT和SOT的优势, 为实现无外场磁化翻转提供了全新的策略<sup>[89]</sup>(见图7(b)).  $\text{RuO}_2$ 作为自旋源也在自旋电子学器件中展现出重要的研究与应用价值. SST的发现不仅拓展了自旋力矩研究的边界, 还为探索基于交错磁性的多功能自旋器件奠定了基础.

与此同时, 2023年, 本研究团队提出了一种基于电压操控的Dzyaloshinskii-Moriya相互作用(DMI)力矩(DMI Torque)实现垂直磁化翻转的新机制(见图7(c))<sup>[91]</sup>. 理论研究发现, 在能够稳定磁斯格明子的磁电多铁材料<sup>[92]</sup>(如 $\text{CuCrP}_2\text{Se}_6$ 或 $\text{CrN}$ )中, 当DMI的符号被电压脉冲反转时, 磁斯格明子的微观磁能迅速增加, 导致磁斯格明子的扩张以及手性反转. 如果在磁斯格明子弛豫回到基态前施加相反的电压脉冲以反转DMI的符号, 则磁斯格明子手性将再次反转, 进一步引发磁斯格明子的扩张. 这种由DMI扭矩引起的磁斯格明子膨胀现象在许多具有可逆手性磁斯格明子的结构中具有普适性. 在此基础上, 2024年, 本团队进一步将DMI力矩驱动的垂直磁化翻转机制拓展至面内磁化的翻转<sup>[93]</sup>. 研究发现, 在具有拓扑保护的磁双半子的面内磁各向异性多铁系统中, 通过电压诱导的DMI符号反转, 可以驱动磁双半子的拓扑性翻转, 从而调控周围背景磁化强度的方向(见图7(d)). 以 $\text{Co}(\text{MoTe}_2)_2$ <sup>[94]</sup>或 $\text{HgInP}_2\text{O}_6$ 为例, 利用电压控制的DMI可实现磁双半子的手性控制. 而在手性转换过程中, 磁双半子能够将自旋角动量传递至周围磁矩, 从而改变磁体的磁化方向, 实现面内磁化方向的 $180^\circ$ 可控翻转操作. 这种磁双半子力矩驱动的面内磁翻转方法扩展了自旋角动量载体的范围, 巧妙地利用纳米级拓扑磁结构的净磁矩, 避免了电子运动和碰撞引发的焦耳热问题, 为低功耗MRAM的写入操作提供了另一种高效的全新方案. 这两种机制无需依赖电流驱动, 能够有效规避焦耳热效应. 除此之外, 我们还提出了在合金体系, 由不同元素分布浓度

不同导致的梯度效应会导致梯度DMI, 利用这种梯度DMI同样可以通过SOT效应实现无外场的磁翻转<sup>[95,96]</sup>.

## 6 新型MRAM

### 6.1 VCMA/VG-SOT MRAM

我们已经提到, 使用自旋极化电流在STT-MRAM中的写入过程非常耗能. SOT-MRAM被认为是一种减少功耗的技术. 除此之外, 人们还提出了另一种使用VCMA高效的操控MTJ磁化的方法<sup>[14,15]</sup>. 当电压施加到磁性材料/绝缘层界面时, 尤其是在 $3d$ 金属( $\text{Fe}$ 、 $\text{CoFe}$ 、 $\text{CoFeB}$ )/ $\text{MgO}$ 界面体系, 电场会改变材料的磁各向异性<sup>[97-99]</sup>. 磁性层的各向异性性能的降低可以降低磁化翻转的临界电流密度. 由于其在能效方面的潜力, 基于VCMA的辅助写入技术引起了人们的广泛关注<sup>[67,100-102]</sup>.

VCMA-MRAM采用与STT-MRAM相同的存储单元架构, 但其具有高电阻-面积乘积( $> 100 \Omega \cdot \mu\text{m}^2$ )的MTJ. 读操作与STT-MRAM相同. 在写入过程中施加电压时, 它会改变自由层的磁各向异性, 此时通过MTJ的电流非常小就可以诱导磁翻转. 以 $\text{CoFeB}/\text{MgO}$ 材料基MTJ为例, 在VCMA-MRAM中, 当电压施加到MTJ上时, 电场会调控 $\text{MgO}$ 隧穿势垒层上 $\text{CoFeB}/\text{MgO}$ 界面的电子轨道占据状态, 从而调节界面垂直磁各向异性<sup>[99,103]</sup>. 施加相反方向的电压会分别增强或降低界面磁各向异性, 从而使得磁化方向从垂直方向翻转到平面方向, 但不能从上到下翻转.

在VCMA-MRAM中, VCMA系数以一个极为重要的参数, 定义为每单位电场下磁各向异性能量面积密度的变化, 单位为飞焦耳每伏特米( $\text{fJ}/(\text{V} \cdot \text{m})$ ). 它衡量了施加电压对磁各向异性改变的效率. 其值越高, 则改变磁态所需的电压和能量越低. 实验上已经报道了 $1000 \text{ fJ}/(\text{V} \cdot \text{m})$ 的VCMA系数<sup>[104]</sup>. 关于VCMA的物理机制, 实验上其值取决于多个因素, 如与铁磁-势垒层堆叠相邻的种子层或保护层、铁磁-势垒层界面的掺杂层、铁磁自由层中的插入层、外延生长或溅射生长等<sup>[104]</sup>. 在理论方面, 目前有两种不同的基本机制. 第一种是电压引起的界面磁性层占据态的 $d$ 轨道电子对称性的改变, 这一变化与自旋-轨道相互作用密切相关, 最终产生了对磁各向异性性能的不同贡献<sup>[105-107]</sup>. 第二种是界面磁性层中成对的占据和未占据的 $d$ 电子衍生

能带具有不同的对称性, 电压会引起这些能带的移动<sup>[108–111]</sup>. 除此之外, 也有研究者提出了基于Rashba-Edelstein效应的定性解释, 并且认为其依赖于DMI<sup>[112]</sup>.

基于VCMA的存储的主要优点是功耗的大幅降低. 通过减少操作器件所需的电流, 欧姆耗散显著降低, 而在大多数磁性存储应用中, 欧姆耗散是主要的损耗机制<sup>[113,114]</sup>. 在STT-MRAM中, 脉冲电压的极性决定了磁化翻转的不同方向. 基于VCMA的MRAM的写入过程是非确定性的, 在这一过程中, 只需要使用一个写入脉冲的强度和宽度即可实现“0”到“1”和“1”到“0”的磁翻转过程. 因此, 在写入之前, 需要一个预读步骤来确定初始状态(“0”或“1”). 另一方面, 由于 $E_B$ 具有电压依赖性, 在读取操作期间通过施加反向电压进行读取, 可基本消除因热激发跨越 $E_B$ 所引起的读取误差. 因此, 该方法既能实现更快的读取速度, 又能显著降低读取错误率.

VCMA-MRAM有巨大的潜力实现高速和极低能耗的器件要求. 该领域目前已开展了两种类型的VCMA-MRAM器件: 进动磁翻转型VCMA-MRAM<sup>[98,115–117]</sup>(图8(a))和VCMA辅助SOT/STT-MRAM<sup>[118,119]</sup>. 进动磁翻转型VCMA-MRAM仅在面内外磁场的作用下利用VCMA效应. 在这一过程中, 施加电压后,  $E_B$ 会降低至接近零, 自由层的磁化矢量围绕面内外磁场进动. 通过施加持续时间为自由层半周期的电压脉冲, 器件可以在两个方向上使用相同的极性和幅度的电压脉冲的作用下, 在高阻态和低阻态之间翻

转(写入之前需要预读, 以确定是否需要写入, 因为写入是无方向的). 对于VCMA-MRAM器件, 磁化的进动频率可达到吉赫兹量级, 且人们已经在实验中实现了亚纳秒级的磁翻转. 该器件的主要挑战之一是写入过程的可靠性, 即需要精确控制电压脉冲的持续时间以匹配器件的进动频率, 从而实现成功翻转. 这要求对进动频率及其器件间的分布进行极为严格的控制. 但是VCMA-MRAM也存在两大弊端: (1) 写入错误率比较大. 迄今为止, 在单个器件中实现的最低写入错误率大约为每次写入 $10^{-6}$ 个错误, 并且考虑到器件间的差异, 在阵列中的错误率预计会大幅增加. 这是因为写电压脉冲的持续时间很小(亚纳秒级), 因此在工艺和脉冲控制上有少许的变化都会导致很大的写错误率, 如VCMA系数、MTJ直径漂移、写电压幅度漂移都会造成写入错误率变大; (2) VCMA系数和数据保存的耐久性之间的折中. 为了避免影响MTJ的数据保持性能, VCMA系数必须取得很大( $>1000$  fJ/(V m)), 但事实上实际的器件中通常远低于这个值.

VCMA-MRAM器件依赖于VCMA与STT或SOT翻转机制的结合, 其中VCMA效应被用来降低磁翻转的 $E_B$ 并辅助STT或SOT翻转<sup>[120,121]</sup>. 与仅使用STT的器件相比, VCMA-STT磁翻转器件在翻转速度上有所提高, 并且与仅使用VCMA的器件相比, 磁翻转的可靠性也有所改善. VCMA效应还被用来辅助SOT翻转磁化, 其中4–8个MTJ连接到共享的SOT线上, 通过每个MTJ的晶体管施加VCMA. 研究表明, 在0.4 ns的写入

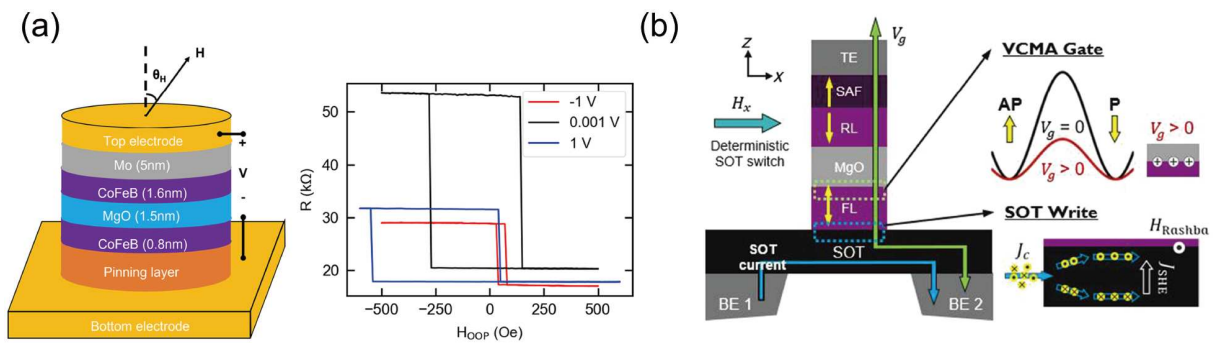


图 8 (网络版彩图) (a) VCMA-MTJ器件示意图(左)以及不同偏置电压( $V_b$ )对MTJ器件磁电阻影响的示意图(右)<sup>[123]</sup>; (b) 一种VG-SOT MTJ器件结构示意图<sup>[121]</sup>, 通过电压控制MTJ器件的磁各向异性来辅助SOT翻转自由层磁化方向, 进而实现两种磁电阻态(图片来自文献<sup>[121,123]</sup>, 已获得授权)

**Figure 8** (Color online) (a) Schematic of a VCMA-MTJ device (left) and the illustration of the impacts of various bias voltages ( $V_b$ ) on the magnetoresistance of a MTJ device (right) <sup>[123]</sup>; (b) schematic diagram of a kind of VG-SOT MTJ device structure <sup>[121]</sup>. The magnetic anisotropy energy of the MTJ device is controlled by voltage to assist the SOT in switching the magnetization direction of the free layer, thereby achieving two magnetoresistance states (All images are reproduced from refs. <sup>[121,123]</sup> with permission from the publishers).

脉冲宽度下, 使用常规的CoFeB/MgO基MTJ和W金属的SOT线, SOT磁翻转电流减少了25%, 但这一效果受限于自由层材料的VCMA系数(约15 fJ/(V m))<sup>[121]</sup>. 尽管人们在单晶MgO基底上生长的应变CoFe材料体系中实现了高达1000 fJ/(V m)的VCMA系数<sup>[122]</sup>, 但为了使VCMA-MRAM成为最后一级缓存应用的有竞争力的候选技术, 在实际的器件中, 人们需要在标准基底上生长具有300–800 fJ/(V m)的VCMA系数自由层材料.

## 6.2 DW-MRAM

铁磁材料由磁畴组成, 每个磁畴内的磁矩都处于一致的方向. 相邻磁畴的磁化方向通常不平行, 因此相邻磁畴之间存在DW. 这些DW可以通过自旋极化流来驱动, 并且可以通过感应磁畴的磁化方向来读取信息. 因此, 基于这种原理的存储器称为磁畴壁存储器(DW Memories).

Yamanouchi等人<sup>[124]</sup>、Yamaguchi等人<sup>[125]</sup>和Tsoi等人<sup>[126]</sup>独立地证明了自旋极化流可以驱动铁磁体中的DW运动. 这一结果引起了许多研究者的关注<sup>[127–133]</sup>. 2008年, Parkin等人提出了赛道存储器(Racetrack Memory)技术<sup>[17]</sup>(见图9(a)). 传统的磁存储器件通过移动存储介质在固定位置读取存储介质中磁信息的方式, 由于存在机械运动, 这种设计不利于器件的稳定性和低能耗的要求. 而由于DW轨道在三维空间的堆叠, 理论上这种技术具有极高的存储容量. 此外赛道存储具有良好的抗干扰性、高读写速度、高存储密度等优势有望取代传统存储实现大规模存储应用.

在赛道存储器中, 如何控制磁畴的大小和位置至关重要. 通常来说磁畴形成时, DW的位置是确定的, 且其长度大小和位置存在不确定性. 通过人为制造DW的钉扎位点, 可以更精确地控制DW的长度和位置, 使其沿着赛道形成, 提高了器件的抗干扰性<sup>[17]</sup>. 然而, 这种技术存在DW钉扎强度的可重复性有限及制造复杂性导致的高成本的缺点<sup>[1]</sup>.

DW存储器的读取操作可以通过MTJ器件的TMR效应实现, 通过将基于MTJ的传感器放置在赛道附近或与赛道接触的方式来进行. 在垂直型的赛道存储器中, 存储单元呈“U”形, 并且数据是沿着垂直于基底平面的方向存储, 从而提高存储密度. 在赛道存储器中, 通过短脉冲的自旋极化电流来控制DW在磁性纳米线的赛道上运动, 通过MTJ器件来进行信息的读取操

作<sup>[17]</sup>. DW存储器的写入可以通过几种方案来实现, 例如STT效应、沿相邻nm线传输的电流自场效应, 或者通过控制DW运动所产生的外磁场来实现.

DW存储器的核心是DW的运动, 这通过施加短脉冲的自旋极化电流来实现. 只有当施加特定的临界电流时, 运动才会发生. DW的运动方向与电流的方向相反. 通过改变电流方向, DW可以朝两个方向移动. 这项技术的缺点是需要高电流密度, 这会使纳米线的温度升高. 通过使用与钉扎DW的固有进动频率匹配的特定长度的短电流脉冲可以实现共振放大效应, 这样可以降低临界电流的值<sup>[130,133]</sup>. 日本电气公司(Nippon Electric Company, NEC)和NEC电子公司(NEC Electronic Limited, NECEL)在2009年报道了世界上首个使用垂直磁各向异性材料的电流诱导DW运动的MRAM. 然而, 要将DW的MRAM应用于超大规模集成电路, 还需要进一步的改进. 基于DW的存储器仍在不断发展, 多个研究小组正在致力于提高其效率, 如Sbiaa等人在2013年提出了基于受限纳米线的多比特DW-MRAM的概念<sup>[134]</sup>. 在这个动态写入存储方案中, 一根短的纳米线可以实现多个磁畴态, 从而实现一个存储单元多个比特. 通过STT效应, 来自顶部电极的自旋极化电流可以改变纳米线中的局部磁化态, 因此可以通过将自旋动量从传导电子转移到纳米线的局部自旋, 进而来诱导DW的操控和移动<sup>[17,125,135]</sup>. 此外, 也有人提出了基于DW运动的MRAM<sup>[136]</sup>, 在磁多层膜结构中利用磁孤子设计的三维MRAM<sup>[137]</sup>和多级MRAM<sup>[138]</sup>, 在此我们不再详细介绍, 详情可参考文献<sup>[139]</sup>.

## 6.3 Skyrmion-MRAM

迄今为止研究的DW存储器器件的尺寸通常为几百nm, 这限制了存储密度的提高. 因此研究人员一直在研究基于其他磁媒介的存储器, 其中具有潜力实现高存储密度的skyrmion进入了人们的视线. skyrmion<sup>[144]</sup>是一种受到拓扑保护的涡旋状旋转的自旋结构(图9(b)), 其展现出了众多物理性质, 如拓扑霍尔效应、skyrmion霍尔效应、布朗运动等. 作为准粒子, skyrmion是一种天然的信息载体, 它展现出易操控、高稳定性、较小的尺寸和驱动速度快等优越的特点. 相比于磁畴, 驱动skyrmion的电流更低, 甚至可以低四个数量级, 因此基于skyrmion的MRAM有望满足人们对未来器件非易失、高容量、高速度、低功耗等方面

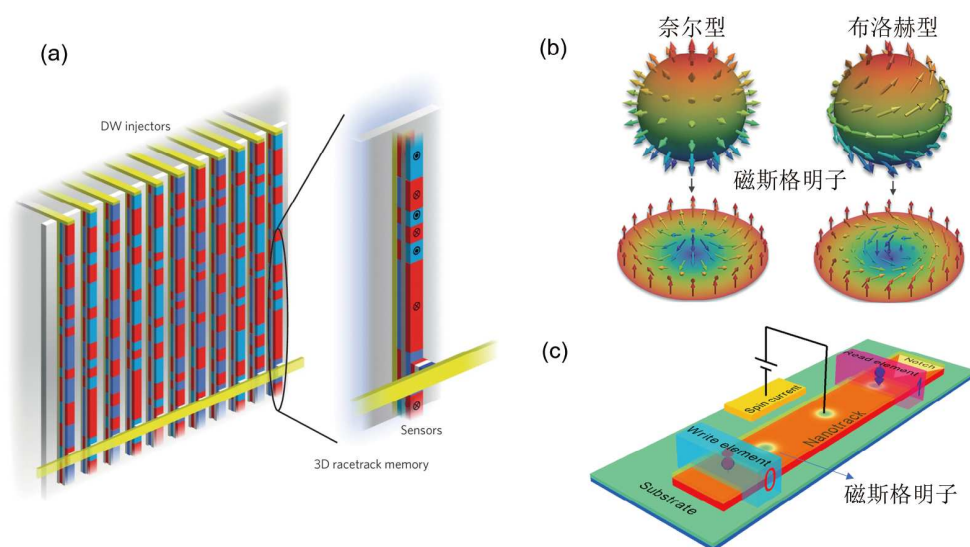


图 9 (网络版彩图) (a) 3D DW赛道存储器<sup>[140]</sup>; (b) 两种代表性的奈尔型和布洛赫型skyrmion及其二维投影磁结构示意图<sup>[141,143]</sup>; (c) 以skyrmion的有无作为信息比特的skyrmion赛道存储器<sup>[142]</sup>(图片来自文献<sup>[140–143]</sup>, 已获得授权)

**Figure 9** (Color online) (a) 3D DW racetrack memory [140]; (b) two representative Néel- and Bloch-type magnetic skyrmions and their schematic diagrams of two-dimensional projected magnetic structures [141,143]; (c) magnetic skyrmion-based racetrack memory that uses the presence or absence of skyrmions as information bits [142] (All images are reproduced from ref. [140–143] with permission from the publishers).

的性能要求。令人激动的是, 近期新加坡国立大学的研究者在*Nature*杂志上报道了一个非常重要的进展<sup>[145]</sup>, 他们将MTJ中的自由层使用skyrmion材料替代实现skyrmion为基础的MTJ, 可以将能耗进一步100–1000倍。这对于未来发展以skyrmion为基础的MRAM提供了方向。

除了以MTJ为基本单元发展起来的MRAM, 磁存储的另外一个主要的方式是磁赛道存储器。类似于我们以前使用的磁盘, 它是按序列访问的工作方式进行信息的读取。其数据读取方式主要通过磁头机械式的运动和磁盘的高速运转实现信息的读入和写出操作, 其功耗和读写速率受到很大的限制。2008年, Parkin教授提出DW赛道存储器, 通过STT驱动磁畴的运动可以达到纳秒量级<sup>[17]</sup>。但是STT带来的功耗仍然较大。2013年法国的Fert教授提出基于skyrmion为信息载体的赛道存储器, 可以同时满足高读写速率和低功耗的要求<sup>[18,146]</sup>。如图9(c)所示, 磁斯格明子赛道存储器与磁畴壁存储器(图9(a))非常相似。在磁畴壁存储器中, 运动的磁媒介是磁畴壁, 而在skyrmion存储器中, 移动的则是skyrmion。在skyrmion存储器中, skyrmion的有和无分别代表“1”和“0”状态。从上述的研究中, 我们看到了skyrmion为载体的粒子在未来磁存储中扮演着极其

重要的角色。这推动了许多理论和实验上的工作去进一步研究可以实现无外场、室温稳定的skyrmion。Skyrmion在手性磁体中的主要形成机制是DMI<sup>[147–149]</sup>。DMI在实验上已经在非中心对称的B20材料MnSi中得到证实, 这也是skyrmion首次被观测到的材料<sup>[150]</sup>。此外, 许多研究进一步表明, skyrmion可以在3d/5d界面体系中存在<sup>[151–154]</sup>, 这可以被理解为异质结构中的5d过渡金属作为自旋轨道活性位点, 为DMI所需的自旋轨道散射提供了重要的能量来源, 即Fert-Lévy机制。近些年来, 二维材料的快速发展为实现更低尺寸、更高密度的自旋电子学器件注入了新的活力。2022年, 新加坡国立大学的Yang Hyunsoo等人给出一个非常前沿的展望, 其核心要点就是使用快速发展的二维材料替代多层薄膜中的FM/HM层<sup>[2]</sup>。可以设想将上述MTJ中产生skyrmion的自由层替换为可以产生skyrmion的二维材料, 将进一步有效地降低器件的尺寸和密度, 对实现超低尺寸、超高密度的MRAM提供了重要的前提。针对这样的发展目标, 近些年人们已经提出了数个有效方法, 在二维材料中实现可观的DMI以及skyrmion结构, 例如二维Janus磁体<sup>[155]</sup>、本征二维多铁材料<sup>[92,94,156]</sup>、基于范德华铁磁体的异质结构<sup>[157]</sup>等, 其中反演对称性破缺起着重要作用<sup>[155]</sup>。这些研究为基

于二维材料的skyrmion存储器的发展提供了策略。

## 7 总结和展望

MRAM技术在近年来取得了显著进展, 尤其是在提高存储密度、写入速度和降低功耗方面。随着STT-MRAM和SOT-MRAM等技术的发展, MRAM在高速、低功耗、高耐用性等特性上展现了巨大潜力。然而, 未来的MRAM研究不仅局限于这些现有技术的优化, 如解决SOT-MRAM技术的无外磁场下的磁翻转和器件尺寸问题, 还包括了引入诸如DMI力矩、磁子力矩、SST力矩和轨道力矩<sup>[158]</sup>等新兴物理效应以及新型磁媒介(如skyrmion), 这些新技术为新一代MRAM技术的进步提供了新的方向。此外, 新材料的发展为发展

高性能的MRAM提供了新的机遇。如手性材料能够生成与电流方向平行的自旋极化, 这一特性有助于降低磁翻转的电流需求, 同时能够提高设备的能效, 这可能会进一步优化MRAM技术。除此之外, 二维材料<sup>[2]</sup>、亚铁磁/反铁磁材料<sup>[159–162]</sup>、磁电材料<sup>[163,164]</sup>和拓扑材料<sup>[165]</sup>的发展与DMI、SOT等效应的结合, 会推动MRAM向小型化、低功耗、高密度、高效能的方向发展。总体来说, 未来MRAM的发展将直接受益于新材料、新的物理效应和新工艺的发现和应用, 从而推动技术的突破。MRAM也将在量子计算、物联网、智能硬件等应用领域中发挥更加关键的作用。随着材料科学和器件工程的不断进步, MRAM将具备更强的竞争力和应用潜力, 且有望成为未来存储和计算领域的核心技术之一。

## 参考文献

- 1 Bhatti S, Sbiaa R, Hirohata A, et al. Spintronics based random access memory: A review. *Mater Today*, 2017, 20: 530–548
- 2 Yang H, Valenzuela S O, Chshiev M, et al. Two-dimensional materials prospects for non-volatile spintronic memories. *Nature*, 2022, 606: 663–673
- 3 Fert A, Ramesh R, Garcia V, et al. Electrical control of magnetism by electric field and current-induced torques. *Rev Mod Phys*, 2024, 96: 015005
- 4 Chappert C, Fert A, Van Dau F N. The emergence of spin electronics in data storage. *Nat Mater*, 2007, 6: 813–823
- 5 Williams F C, Kilburn T. Electronic digital computers. *Nature*, 1948, 162: 487
- 6 Copeland B J. *Colossus: The Secrets of Bletchley Park's Code-Breaking Computers*. Oxford: Oxford University Press, 2006
- 7 Raffel J I, Crowther T S. A proposal for an associative memory using magnetic films. *IEEE Trans Electron Comput*, 1964, EC-13: 611
- 8 Baibich M N, Broto J M, Fert A, et al. Giant magnetoresistance of (001)Fe/(001)Cr magnetic superlattices. *Phys Rev Lett*, 1988, 61: 2472–2475
- 9 Binasch G, Grünberg P, Saurenbach F, et al. Enhanced magnetoresistance in layered magnetic structures with antiferromagnetic interlayer exchange. *Phys Rev B*, 1989, 39: 4828–4830
- 10 Slonczewski J C. Current-driven excitation of magnetic multilayers. *J Magn Magn Mater*, 1996, 159: L1–L7
- 11 Katine J A, Albert F J, Buhrman R A, et al. Current-driven magnetization reversal and spin-wave excitations in Co/Cu/Co pillars. *Phys Rev Lett*, 2000, 84: 3149–3152
- 12 Liu L, Pai C F, Li Y, et al. Spin-torque switching with the giant spin hall effect of tantalum. *Science*, 2012, 336: 555–558
- 13 Miron I M, Garello K, Gaudin G, et al. Perpendicular switching of a single ferromagnetic layer induced by in-plane current injection. *Nature*, 2011, 476: 189–193
- 14 Chu Y H, Martin L W, Holcomb M B, et al. Electric-field control of local ferromagnetism using a magnetoelectric multiferroic. *Nat Mater*, 2008, 7: 478–482
- 15 Garcia V, Bibes M, Bocher L, et al. Ferroelectric control of spin polarization. *Science*, 2010, 327: 1106–1110
- 16 Sarkar M R, Bappy M M A, Azmir M M, et al. VG-SOT MRAM design and performance analysis. In: *Proceedings of the 2021 IEEE 12th Annual Information Technology, Electronics and Mobile Communication Conference (IEMCON)*. 2021. 0715–0719
- 17 Parkin S S P, Hayashi M, Thomas L. Magnetic domain-wall racetrack memory. *Science*, 2008, 320: 190–194
- 18 Fert A, Cros V, Sampaio J. Skyrmions on the track. *Nat Nanotech*, 2013, 8: 152–156
- 19 Åkerman J. Toward a universal memory. *Science*, 2005, 308: 508–510
- 20 Worledge D C, Hu G. Spin-transfer torque magnetoresistive random access memory technology status and future directions. *Nat Rev Electr Eng*,

- 2024, 1: 730–747
- 21 Marrows C H, Chapon L C, Langridge S. Spintronics and functional materials. *Mater Today*, 2009, 12: 70–77
- 22 Thomson W. Xix. On the electro-dynamic qualities of metals: Effects of magnetization on the electric conductivity of nickel and of iron. *Proc R Soc London*, 1857, 8: 546–550
- 23 Piramanayagam S N, Chong T C. Magnetoresistive read heads: Fundamentals and functionality. In: *Proceedings of the Developments in Data Storage: Materials Perspective*. IEEE, 2012. 97–126
- 24 Tsang C, Chen M M, Yogi T, et al. Gigabit density recording using dual-element MR/inductive heads on thin-film disks. *IEEE Trans Magn*, 1990, 26: 1689–1693
- 25 De Ranieri E, Rushforth A W, Výborný K, et al. Lithographically and electrically controlled strain effects on anisotropic magnetoresistance in (Ga,Mn)As. *New J Phys*, 2008, 10: 065003
- 26 Grünberg P, Barnas J, Saurenbach F, et al. Layered magnetic structures: Antiferromagnetic type interlayer coupling and magnetoresistance due to antiparallel alignment. *J Magn Magn Mater*, 1991, 93: 58–66
- 27 Miyazaki T, Tezuka N. Giant magnetic tunneling effect in Fe/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Fe junction. *J Magn Magn Mater*, 1995, 139: L231–L234
- 28 Moodera J S, Kinder L R, Wong T M, et al. Large magnetoresistance at room temperature in ferromagnetic thin film tunnel junctions. *Phys Rev Lett*, 1995, 74: 3273–3276
- 29 Ikeda S, Hayakawa J, Ashizawa Y, et al. Tunnel magnetoresistance of 604% at 300K by suppression of Ta diffusion in CoFeB/MgO/CoFeB pseudo-spin-valves annealed at high temperature. *Appl Phys Lett*, 2008, 93: 082508
- 30 Wang D X, Nordman C, Daughton J M, et al. 70% TMR at room temperature for SDT sandwich junctions with CoFeB as free and reference layers. In: *Proceedings of the IEEE Transactions on Magnetics*. IEEE, 2004. 2269–2271
- 31 Butler W H, Zhang X G, Schulthess T C, et al. Spin-dependent tunneling conductance of Fe/MgO/Fe sandwiches. *Phys Rev B*, 2001, 63: 054416
- 32 Mathon J, Umerski A. Theory of tunneling magnetoresistance of an epitaxial Fe/MgO/Fe(001) junction. *Phys Rev B*, 2001, 63: 220403
- 33 Parkin S S P, Kaiser C, Panchula A, et al. Giant tunnelling magnetoresistance at room temperature with MgO (100) tunnel barriers. *Nat Mater*, 2004, 3: 862–867
- 34 Djayaprawira D D, Tsunekawa K, Nagai M, et al. 230% room temperature magnetoresistance in CoFeB/MgO/CoFeB magnetic tunnel junctions. In: *Proceedings of the 2005 IEEE International Magnetism Conference (INTERMAG)*. IEEE, 2005. 467–468
- 35 Hayakawa J, Ikeda S, Matsukura F, et al. Dependence of giant tunnel magnetoresistance of sputtered CoFeB/MgO/CoFeB magnetic tunnel junctions on mgo barrier thickness and annealing temperature. *Jpn J Appl Phys*, 2005, 44: L587
- 36 Yuasa S, Nagahama T, Fukushima A, et al. Giant room-temperature magnetoresistance in single-crystal Fe/MgO/Fe magnetic tunnel junctions. *Nat Mater*, 2004, 3: 868–871
- 37 Ikeda S, Hayakawa J, Lee Y M, et al. Magnetic tunnel junctions for spintronic memories and beyond. *IEEE Trans Electron Devices*, 2007, 54: 991–1002
- 38 Zhu J G. Magnetoresistive random access memory: the path to competitiveness and scalability. *Proc IEEE*, 2008, 96: 1786–1798
- 39 Prejbeanu I L, Kerekes M, Sousa R C, et al. Thermally assisted MRAM. *J Phys-Condens Matter*, 2007, 19: 165218
- 40 Ikegawa S, Mancoff F B, Janesky J, et al. Magnetoresistive random access memory: Present and future. *IEEE Trans Electron Devices*, 2020, 67: 1407–1419
- 41 Tsymbal E Y, Mryasov O N, LeClair P R. Spin-dependent tunnelling in magnetic tunnel junctions. *J Phys-Condens Matter*, 2003, 15: R109–R142
- 42 Hosomi M, Yamagishi H, Yamamoto T, et al. A novel nonvolatile memory with spin torque transfer magnetization switching: Spin-ram. In: *Proceedings of the IEEE International Electron Devices Meeting*. IEEE, 2005. 459–462
- 43 Parkin S, Xin Jiang S, Kaiser C, et al. Magnetically engineered spintronic sensors and memory. *Proc IEEE*, 2003, 91: 661–680
- 44 Tsoi M, Jansen A G M, Bass J, et al. Excitation of a magnetic multilayer by an electric current. *Phys Rev Lett*, 1998, 80: 4281–4284
- 45 Nam K T, Oh S C, Lee J E, et al. Switching properties in spin transfer torque MRAM with sub-50 nm MTJ size. In: *Proceedings of the 2006 7th Annual Non-Volatile Memory Technology Symposium*. 2006. 49–51
- 46 Kiselev S I, Sankey J C, Krivorotov I N, et al. Microwave oscillations of a nanomagnet driven by a spin-polarized current. *Nature*, 2003, 425: 380–383
- 47 Huai Y, Albert F, Nguyen P, et al. Observation of spin-transfer switching in deep submicron-sized and low-resistance magnetic tunnel junctions.

- [Appl Phys Lett](#), 2004, 84: 3118–3120
- 48 Diao Z, Apalkov D, Pakala M, et al. Spin transfer switching and spin polarization in magnetic tunnel junctions with MgO and AlO<sub>x</sub> barriers. [Appl Phys Lett](#), 2005, 87: 232502
- 49 Ikeda S, Miura K, Yamamoto H, et al. A perpendicular-anisotropy CoFeB–MgO magnetic tunnel junction. [Nat Mater](#), 2010, 9: 721–724
- 50 Worledge D C, Hu G, Trouilloud P L, et al. Switching distributions and write reliability of perpendicular spin torque MRAM. In: Proceedings of the 2010 International Electron Devices Meeting. 2010. 12.5.1–12.5.4
- 51 Dieny B, Chshiev M. Perpendicular magnetic anisotropy at transition metal/oxide interfaces and applications. [Rev Mod Phys](#), 2017, 89: 025008
- 52 Worledge D C, Hu G, Abraham D W, et al. Spin torque switching of perpendicular Ta[CoFeB]MgO-based magnetic tunnel junctions. [Appl Phys Lett](#), 2011, 98: 022501
- 53 Manchon A, Zhang S. Theory of spin torque due to spin-orbit coupling. [Phys Rev B](#), 2009, 79: 094422
- 54 Manchon A, Železný J, Miron I M, et al. Current-induced spin-orbit torques in ferromagnetic and antiferromagnetic systems. [Rev Mod Phys](#), 2019, 91: 035004
- 55 Nguyen V D, Rao S, Wostyn K, et al. Recent progress in spin-orbit torque magnetic random-access memory. [npj Spintronics](#), 2024, 2: 48
- 56 Li H, Li L, Zhou K, et al. Stochastic spin-orbit-torque device as the STDP synapse for spiking neural networks. [Sci China-Phys Mech Astron](#), 2023, 66: 257512
- 57 Cai W, Huang Y, Zhang X, et al. Spintronics intelligent devices. [Sci China-Phys Mech Astron](#), 2023, 66: 117503
- 58 Rong J N, Chen L, Chang K. Spin-orbit interaction induced Casimir-Lifshitz torque between two-dimensional electron gases. [Sci China-Phys Mech Astron](#), 2024, 67: 287012
- 59 Gambardella P, Miron I M. Current-induced spin–orbit torques. [Phil Trans R Soc A](#), 2011, 369: 3175–3197
- 60 Du Y, Gamou H, Takahashi S, et al. Disentanglement of spin-orbit torques in Pt/Co bilayers with the presence of spin hall effect and Rashba-Edelstein effect. [Phys Rev Appl](#), 2020, 13: 054014
- 61 Go D, Jo D, Lee H W, et al. Orbitronics: Orbital currents in solids. [Lett J Explor Front Phys](#), 2021, 135: 37001
- 62 Ramaswamy R, Lee J M, Cai K, et al. Recent advances in spin-orbit torques: Moving towards device applications. [Appl Phys Rev](#), 2018, 5: 031107
- 63 Mellnik A R, Lee J S, Richardella A, et al. Spin-transfer torque generated by a topological insulator. [Nature](#), 2014, 511: 449–451
- 64 Khang N H D, Ueda Y, Hai P N. A conductive topological insulator with large spin Hall effect for ultralow power spin–orbit torque switching. [Nat Mater](#), 2018, 17: 808–813
- 65 De M, Grassi R, Chen J Y, et al. Room-temperature high spin–orbit torque due to quantum confinement in sputtered Bi<sub>x</sub>Se<sub>(1–x)</sub> films. [Nat Mater](#), 2018, 17: 800–807
- 66 Safranski C, Hu G, Sun J Z, et al. Reliable sub-nanosecond switching in magnetic tunnel junctions for MRAM applications. [IEEE Trans Electron Devices](#), 2022, 69: 7180–7183
- 67 Song C, Cui B, Li F, et al. Recent progress in voltage control of magnetism: Materials, mechanisms, and performance. [Prog Mater Sci](#), 2017, 87: 33–82
- 68 Hibino Y, Yamamoto T, Yakushiji K, et al. Highly energy-efficient spin-orbit-torque magnetoresistive memory with amorphous W–Ta–B alloys. [Adv Elect Mater](#), 2024, 10: 2300581
- 69 Gupta M, Perumkunnil M, Garelo K, et al. High-density SOT-MRAM technology and design specifications for the embedded domain at 5 nm node. In: Proceedings of the 2020 IEEE International Electron Devices Meeting (IEDM). IEEE, 2020. 24.5.1–24.5.4
- 70 Sato N, Xue F, White R M, et al. Two-terminal spin–orbit torque magnetoresistive random access memory. [Nat Electron](#), 2018, 1: 508–511
- 71 Cai K, Beek S V, Rao S, et al. Selective operations of multi-pillar SOT-MRAM for high density and low power embedded memories. In: Proceedings of the 2022 IEEE Symposium on VLSI Technology and Circuits (VLSI Technology and Circuits). IEEE, 2022. 375–376
- 72 Sato N, Allen G A, Benson W P, et al. CMOS compatible process integration of SOT-MRAM with heavy-metal Bi-layer bottom electrode and 10 ns field-free SOT switching with STT assist. In: Proceedings of the 2020 IEEE Symposium on VLSI Technology. IEEE, 2020. 1–2
- 73 Song M Y, Lee C M, Yang S Y, et al. High speed (1 ns) and low voltage (1.5 V) demonstration of 8 kb SOT-MRAM array. In: Proceedings of the 2022 IEEE Symposium on VLSI Technology and Circuits (VLSI Technology and Circuits). 2022. 377–378
- 74 Liao Y C, Kumar P, DC M, et al. Spin-orbit-torque material exploration for maximum array-level read/write performance. In: Proceedings of the 2020 IEEE International Electron Devices Meeting (IEDM). IEEE, 2020. 13.6.1–13.6.4

- 75 Bass J, Pratt Jr W P. Spin-diffusion lengths in metals and alloys, and spin-flipping at metal/metal interfaces: An experimentalist's critical review. *J Phys-Condens Matter*, 2007, 19: 183201
- 76 Kruglyak V V, Demokritov S O, Grundler D. Magnonics. *J Phys D-Appl Phys*, 2010, 43: 264001
- 77 Chumak A V, Vasyuchka V I, Serga A A, et al. Magnon spintronics. *Nat Phys*, 2015, 11: 453–461
- 78 Onose Y, Ideue T, Katsura H, et al. Observation of the magnon hall effect. *Science*, 2010, 329: 297–299
- 79 Pirro P, Vasyuchka V I, Serga A A, et al. Advances in coherent magnonics. *Nat Rev Mater*, 2021, 6: 1114–1135
- 80 Wang Y, Zhu D, Yang Y, et al. Magnetization switching by magnon-mediated spin torque through an antiferromagnetic insulator. *Science*, 2019, 366: 1125–1128
- 81 Wang F, Shi G, Yang D, et al. Deterministic switching of perpendicular magnetization by out-of-plane anti-damping magnon torques. *Nat Nanotechnol*, 2024, 19: 1478–1484
- 82 Guo C Y, Wan C H, Zhao M K, et al. Switching the perpendicular magnetization of a magnetic insulator by magnon transfer torque. *Phys Rev B*, 2021, 104: 094412
- 83 Shi G, Wang F, Tan H R, et al. Room-temperature switching of perpendicular magnetization by magnon torques. *Phys Rev Appl*, 2023, 19: 034039
- 84 Šmejkal L, Sinova J, Jungwirth T. Emerging research landscape of altermagnetism. *Phys Rev X*, 2022, 12: 040501
- 85 Šmejkal L, Sinova J, Jungwirth T. Beyond conventional ferromagnetism and antiferromagnetism: A phase with nonrelativistic spin and crystal rotation symmetry. *Phys Rev X*, 2022, 12: 031042
- 86 Krempaský J, Šmejkal L, D'Souza S W, et al. Altermagnetic lifting of Kramers spin degeneracy. *Nature*, 2024, 626: 517–522
- 87 Zhu Y P, Chen X, Liu X R, et al. Observation of plaid-like spin splitting in a noncoplanar antiferromagnet. *Nature*, 2024, 626: 523–528
- 88 Amin O J, Dal Din A, Golias E, et al. Nanoscale imaging and control of altermagnetism in MnTe. *Nature*, 2024, 636: 348–353
- 89 Bai H, Han L, Feng X Y, et al. Observation of spin splitting torque in a collinear antiferromagnet RuO<sub>2</sub>. *Phys Rev Lett*, 2022, 128: 197202
- 90 Karube S, Tanaka T, Sugawara D, et al. Observation of spin-splitter torque in collinear antiferromagnetic RuO<sub>2</sub>. *Phys Rev Lett*, 2022, 129: 10.1103/PhysRevLett.129.137201
- 91 Yu D, Ga Y, Liang J, et al. Voltage-controlled Dzyaloshinskii-Moriya interaction torque switching of perpendicular magnetization. *Phys Rev Lett*, 2023, 130: 056701
- 92 Liang J, Cui Q, Yang H. Electrically switchable Rashba-type Dzyaloshinskii-Moriya interaction and skyrmion in two-dimensional magnetoelectric multiferroics. *Phys Rev B*, 2020, 102: 220409
- 93 Yu D, Ga Y, Li P, et al. Voltage-controlled bimeron-torques switching of in-plane magnetization. *Phys Rev Lett*, 2024, 133: 206701
- 94 Shao Z, Liang J, Cui Q, et al. Multiferroic materials based on transition-metal dichalcogenides: Potential platform for reversible control of Dzyaloshinskii-Moriya interaction and skyrmion via electric field. *Phys Rev B*, 2022, 105: 174404
- 95 Zhang Q, Liang J, Bi K, et al. Quantifying the Dzyaloshinskii-Moriya interaction induced by the bulk magnetic asymmetry. *Phys Rev Lett*, 2022, 128: 167202
- 96 Liang J, Chshiev M, Fert A, et al. Gradient-induced Dzyaloshinskii-Moriya interaction. *Nano Lett*, 2022, 22: 10128–10133
- 97 Shiota Y, Maruyama T, Nozaki T, et al. Voltage-assisted magnetization switching in ultrathin Fe<sub>80</sub>Co<sub>20</sub> alloy layers. *Appl Phys Express*, 2009, 2: 063001
- 98 Kanai S, Yamanouchi M, Ikeda S, et al. Electric field-induced magnetization reversal in a perpendicular-anisotropy CoFeB-MgO magnetic tunnel junction. *Appl Phys Lett*, 2012, 101: 122403
- 99 Maruyama T, Shiota Y, Nozaki T, et al. Large voltage-induced magnetic anisotropy change in a few atomic layers of iron. *Nat Nanotech*, 2009, 4: 158–161
- 100 Zhu J, Katine J A, Rowlands G E, et al. Voltage-induced ferromagnetic resonance in magnetic tunnel junctions. *Phys Rev Lett*, 2012, 108: 197203
- 101 Khalili Amiri P, Upadhyaya P, Alzate J G, et al. Electric-field-induced thermally assisted switching of monodomain magnetic bits. *J Appl Phys*, 2013, 113: 013912
- 102 Kanai S, Matsukura F, Ohno H. Electric-field-induced magnetization switching in CoFeB/MgO magnetic tunnel junctions with high junction resistance. *Appl Phys Lett*, 2016, 108: 192406
- 103 Nozaki T, Yamamoto T, Miwa S, et al. Recent progress in the voltage-controlled magnetic anisotropy effect and the challenges faced in

- developing voltage-torque MRAM. [Micromachines](#), 2019, 10: 327
- 104 Li X, Lee A, Razavi S A, et al. Voltage-controlled magnetoelectric memory and logic devices. [MRS Bull](#), 2018, 43: 970–977
- 105 Duan C G, Velev J P, Sabirianov R F, et al. Surface magnetoelectric effect in ferromagnetic metal films. [Phys Rev Lett](#), 2008, 101: 137201
- 106 Niranjana M K, Duan C G, Jaswal S S, et al. Electric field effect on magnetization at the Fe/MgO(001) interface. [Appl Phys Lett](#), 2010, 96: 222504
- 107 Zhang J, Lukashev P V, Jaswal S S, et al. Model of orbital populations for voltage-controlled magnetic anisotropy in transition-metal thin films. [Phys Rev B](#), 2017, 96: 014435
- 108 Ong P V, Kioussis N, Odkhuu D, et al. Giant voltage modulation of magnetic anisotropy in strained heavy metal/magnet/insulator heterostructures. [Phys Rev B](#), 2015, 92: 020407
- 109 Ong P V, Kioussis N, Amiri P K, et al. Electric-field-driven magnetization switching and nonlinear magnetoelasticity in Au/FeCo/MgO heterostructures. [Sci Rep](#), 2016, 6: 29815
- 110 Nakamura K, Shimabukuro R, Fujiwara Y, et al. Giant modification of the magnetocrystalline anisotropy in transition-metal monolayers by an external electric field. [Phys Rev Lett](#), 2009, 102: 187201
- 111 Kwon S, Sun Q, Mahfouzi F, et al. Voltage-controlled magnetic anisotropy in heterostructures with atomically thin heavy metals. [Phys Rev Appl](#), 2019, 12: 044075
- 112 Barnes S E, Ieda J, Maekawa S. Rashba spin-orbit anisotropy and the electric field control of magnetism. [Sci Rep](#), 2014, 4: 4105
- 113 Alzate J G, Amiri P K, Upadhyaya P, et al. Voltage-induced switching of nanoscale magnetic tunnel junctions. In: Proceedings of the 2012 International Electron Devices Meeting. 2012. 29.5.1–29.5.4
- 114 Amiri P K, Alzate J G, Cai X Q, et al. Electric-field-controlled magnetoelectric RAM: Progress, challenges, and scaling. In: Proceedings of the IEEE Transactions on Magnetics. IEEE, 2015. 1–7
- 115 Wu Y C, Kim W, Garello K, et al. Deterministic and field-free voltage-controlled MRAM for high performance and low power applications. In: Proceedings of the 2020 IEEE Symposium on VLSI Technology. IEEE, 2020. 1–2
- 116 Noguchi H, Ikegami K, Abe K, et al. Novel voltage controlled MRAM (VCM) with fast read/write circuits for ultra large last level cache. In: Proceedings of the 2016 IEEE International Electron Devices Meeting (IEDM). IEEE, 2016. 27.5.1–27.5.4
- 117 Shiota Y, Nozaki T, Bonell F, et al. Induction of coherent magnetization switching in a few atomic layers of FeCo using voltage pulses. [Nat Mater](#), 2012, 11: 39–43
- 118 Peng S Z, Lu J Q, Li W X, et al. Field-free switching of perpendicular magnetization through voltage-gated spin-orbit torque. In: Proceedings of the 2019 IEEE International Electron Devices Meeting (IEDM). IEEE, 2019. 28.6.1–28.6.4
- 119 Kanai S, Nakatani Y, Yamanouchi M, et al. Magnetization switching in a CoFeB/MgO magnetic tunnel junction by combining spin-transfer torque and electric field-effect. [Appl Phys Lett](#), 2014, 104: 212406
- 120 Yoda H, Shimomura N, Ohsawa Y, et al. Voltage-control spintronics memory (VoCSM) having potentials of ultra-low energy-consumption and high-density. In: Proceedings of the 2016 IEEE International Electron Devices Meeting (IEDM). IEEE, 2016. 27. 6.1–27.6.4
- 121 Wu Y C, Garello K, Kim W, et al. Voltage-gate-assisted spin-orbit-torque magnetic random-access memory for high-density and low-power embedded applications. [Phys Rev Appl](#), 2021, 15: 064015
- 122 Onoda H, Nozaki T, Nozaki T, et al. Voltage-controlled magnetic anisotropy effect through a high-k MgO/ZrO<sub>2</sub>/MgO hybrid tunneling barrier. [Appl Phys Express](#), 2024, 17: 023001
- 123 Shao Y, Lopez-Dominguez V, Davila N, et al. Sub-volt switching of nanoscale voltage-controlled perpendicular magnetic tunnel junctions. [Commun Mater](#), 2022, 3: 87
- 124 Yamanouchi M, Chiba D, Matsukura F, et al. Current-induced domain-wall switching in a ferromagnetic semiconductor structure. [Nature](#), 2004, 428: 539–542
- 125 Yamaguchi A, Ono T, Nasu S, et al. Real-space observation of current-driven domain wall motion in submicron magnetic wires. [Phys Rev Lett](#), 2004, 92: 077205
- 126 Tsoi M, Fontana R E, Parkin S S P. Magnetic domain wall motion triggered by an electric current. [Appl Phys Lett](#), 2004, 83: 2617–2619
- 127 Wong D W, Purnama I, Lim G J, et al. Current-induced three-dimensional domain wall propagation in cylindrical NiFe nanowires. [J Appl Phys](#), 2016, 119: 153902
- 128 You C Y, Sung I M, Joe B K. Analytic expression for the temperature of the current-heated nanowire for the current-induced domain wall

- motion. *Appl Phys Lett*, 2006, 89: 222513
- 129 Yamanouchi M, Chiba D, Matsukura F, et al. Velocity of domain-wall motion induced by electrical current in the ferromagnetic semiconductor (Ga,Mn)As. *Phys Rev Lett*, 2006, 96: 096601
- 130 Thomas L, Hayashi M, Jiang X, et al. Oscillatory dependence of current-driven magnetic domain wall motion on current pulse length. *Nature*, 2006, 443: 197–200
- 131 Thiaville A, Nakatani Y, Miltat J, et al. Micromagnetic understanding of current-driven domain wall motion in patterned nanowires. *Europhys Lett*, 2005, 69: 990–996
- 132 Meier G, Bolte M, Eiselt R, et al. Direct imaging of stochastic domain-wall motion driven by nanosecond current pulses. *Phys Rev Lett*, 2007, 98: 187202
- 133 Thomas L, Hayashi M, Jiang X, et al. Resonant amplification of magnetic domain-wall motion by a train of current pulses. *Science*, 2007, 315: 1553–1556
- 134 Sbiaa R, Piramanayagam S N. Multi-level domain wall memory in constricted magnetic nanowires. *Appl Phys A*, 2014, 114: 1347–1351
- 135 Khvalkovskiy A V, Zvezdin K A, Gorbunov Y V, et al. High domain wall velocities due to spin currents perpendicular to the plane. *Phys Rev Lett*, 2009, 102: 067206
- 136 Numata H, Suzuki T, Ohshima N, et al. Scalable cell technology utilizing domain wall motion for high-speed MRAM. In: Proceedings of the 2007 IEEE Symposium on VLSI Technology. IEEE, 2007. 232–233
- 137 Lavrijsen R, Lee J H, Fernández-Pacheco A, et al. Magnetic ratchet for three-dimensional spintronic memory and logic. *Nature*, 2013, 493: 647–650
- 138 Lou X, Gao Z, Dimitrov D V, et al. Demonstration of multilevel cell spin transfer switching in MgO magnetic tunnel junctions. *Appl Phys Lett*, 2008, 93: 242502
- 139 Kumar D, Jin T, Sbiaa R, et al. Domain wall memory: Physics, materials, and devices. *Phys Rep*, 2022, 958: 1–35
- 140 Parkin S, Yang S H. Memory on the racetrack. *Nat Nanotech*, 2015, 10: 195–198
- 141 Lancaster T. Skyrmions in magnetic materials. *Contemp Phys*, 2019, 60: 246–261
- 142 Zhang X, Zhao G P, Fangohr H, et al. Skyrmion-skyrmion and skyrmion-edge repulsions in skyrmion-based racetrack memory. *Sci Rep*, 2015, 5: 7643
- 143 Wang Z W, Liang J H, Yang H X. Interfacial and low-dimensional magnetic skyrmions (in Chinese). *Phys*, 2022, 51: 465–472 [王智文, 梁敬华, 杨洪新. 薄膜异质结及二维材料中的磁斯格明子. *物理*, 2022, 51: 465–472]
- 144 Wiesendanger R. Nanoscale magnetic skyrmions in metallic films and multilayers: A new twist for spintronics. *Nat Rev Mater*, 2016, 1: 16044
- 145 Chen S, Lourembam J, Ho P, et al. All-electrical skyrmionic magnetic tunnel junction. *Nature*, 2024, 627: 522–527
- 146 Tomasello R, Martinez E, Zivieri R, et al. A strategy for the design of skyrmion racetrack memories. *Sci Rep*, 2014, 4: 6784
- 147 Dzyaloshinsky I. A thermodynamic theory of “weak” ferromagnetism of antiferromagnetics. *J Phys Chem Solids*, 1958, 4: 241–255
- 148 Moriya T. Anisotropic superexchange interaction and weak ferromagnetism. *Phys Rev*, 1960, 120: 91–98
- 149 Yang H, Liang J, Cui Q. First-principles calculations for Dzyaloshinskii–Moriya interaction. *Nat Rev Phys*, 2023, 5: 43–61
- 150 Mühlbauer S, Binz B, Jonietz F, et al. Skyrmion lattice in a chiral magnet. *Science*, 2009, 323: 915–919
- 151 Heinze S, von Bergmann K, Menzel M, et al. Spontaneous atomic-scale magnetic skyrmion lattice in two dimensions. *Nat Phys*, 2011, 7: 713–718
- 152 Boulle O, Vogel J, Yang H, et al. Room-temperature chiral magnetic skyrmions in ultrathin magnetic nanostructures. *Nat Nanotech*, 2016, 11: 449–454
- 153 Jiang W, Upadhyaya P, Zhang W, et al. Blowing magnetic skyrmion bubbles. *Science*, 2015, 349: 283–286
- 154 Tokura Y, Kanazawa N. Magnetic skyrmion materials. *Chem Rev*, 2021, 121: 2857–2897
- 155 Liang J, Wang W, Du H, et al. Very large Dzyaloshinskii–Moriya interaction in two-dimensional Janus manganese dichalcogenides and its application to realize skyrmion states. *Phys Rev B*, 2020, 101: 184401
- 156 Wang L, Ga Y, Li P, et al. Electrical switchable room-temperature magnetic skyrmions in multiferroic MXene. *Phys Rev B*, 2023, 108: 054440
- 157 Cui Q, Zhu Y, Jiang J, et al. Ferroelectrically controlled topological magnetic phase in a Janus-magnet-based multiferroic heterostructure. *Phys Rev Res*, 2021, 3: 043011
- 158 Yang Y, Wang P, Chen J, et al. Orbital torque switching in perpendicularly magnetized materials. *Nat Commun*, 2024, 15: 8645

- 159 Kim S K, Beach G S D, Lee K J, et al. Ferrimagnetic spintronics. *Nat Mater*, 2022, 21: 24–34
- 160 Cai K, Zhu Z, Lee J M, et al. Ultrafast and energy-efficient spin–orbit torque switching in compensated ferrimagnets. *Nat Electron*, 2020, 3: 37–42
- 161 Jungwirth T, Marti X, Wadley P, et al. Antiferromagnetic spintronics. *Nat Nanotech*, 2016, 11: 231–241
- 162 Baltz V, Manchon A, Tsoi M, et al. Antiferromagnetic spintronics. *Rev Mod Phys*, 2018, 90: 015005
- 163 Manipatruni S, Nikonov D E, Lin C C, et al. Scalable energy-efficient magnetoelectric spin–orbit logic. *Nature*, 2019, 565: 35–42
- 164 Fusil S, Garcia V, Barthélémy A, et al. Magnetoelectric devices for spintronics. *Annu Rev Mater Res*, 2014, 44: 91–116
- 165 He Q L, Hughes T L, Armitage N P, et al. Topological spintronics and magnetoelectronics. *Nat Mater*, 2022, 21: 15–23

## Recent progress in magnetoresistive random access memory

WANG LiMing, GA YongLong, JIANG JiaWei & YANG HongXin<sup>\*</sup>

*Center for Quantum Matter, School of Physics, Zhejiang University, Hangzhou 310058, China*

*\*Corresponding author (email: [hongxin.yang@zju.edu.cn](mailto:hongxin.yang@zju.edu.cn))*

Magnetic random access memory (MRAM), based on spintronics, is expected to become the next generation of universal memory due to its advantages, such as non-volatility, infinite write/erase cycles, low power consumption, and fast write speeds. Depending on the magnetic writing mechanism and magnetic media, different types of MRAM have been proposed, including spin-transfer torque (STT), spin-orbit torque (SOT), voltage-controlled (e.g., voltage-controlled magnetic anisotropy, VCMA-MRAM, and voltage-gated spin-orbit torque, VG-SOT-MRAM), domain-wall (DW-MRAM), and magnetic skyrmion-based MRAM. Each type has its own unique characteristics, contributing to the diversified development of magnetic storage technology. In recent years, the successful commercialization of STT-MRAM chips has driven the research and application of MRAM devices. This paper first provides a brief overview of the history of memory technologies, followed by an introduction to the principles of MRAM. It discusses the technologies, materials, and different physical mechanisms involved in reading and writing information in MRAM, along with the potential challenges. This paper then presents recent advances in novel magnetic writing mechanisms. Finally, it discusses technologies that may help the industry move beyond traditional MRAM, followed by a conclusion and future outlook.

**magnetic random access memory, magnetization switching, magnetic tunnel junction, spin-transfer torque, spin-orbit torque, low power consumption, non-volatility**

**PACS:** 85.75.-d, 85.75.Dd, 85.70.-w, 75.75.+a, 75.60.Jk

**doi:** [10.1360/SSPMA-2024-0617](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2024-0617)