

电场驱动磁翻转——面向未来的低耗能磁电信息器件*

张兴晨 田国 高兴森[†]

(华南师范大学先进材料研究所 广东省量子调控工程与材料重点实验室 广州 510006)

2022-11-17 收到

[†] email: xingsengao@snu.edu.cn

DOI: 10.7693/wl20230203

Electric-field-driven magnetic switching——for future low-power magnetoelectric information devices

ZHANG Xing-Chen TIAN Guo GAO Xing-Sen[†]

(Guangdong Provincial Key Laboratory of Quantum Engineering and Quantum Materials, Institute for Advanced Materials, South China Normal University, Guangzhou 510006, China)

摘要 利用磁电耦合实现电场驱动磁翻转是多铁性材料领域的重要方向,有望用于大幅降低自旋电子学器件的能耗,并为解决日益增长的数据处理用电问题提供一种新方案。在过去几年,纯电控磁研究经历了曲折历程,取得一系列重要突破,包括纳米复合异质结构筑、应变耦合驱动电控 180° 磁翻转、界面磁交换耦合实现低电压驱动 180° 磁翻转,以及电场调控斯格明子磁性拓扑态等,为进一步开发超低能耗磁电存储或逻辑器件奠定了基础。文章聚焦于面向磁电信息器件的纯电场调控磁翻转,并简要回顾近十年来这一分支领域的发展历程和重要进展,梳理该领域目前所面临的问题并展望未来研究方向。

关键词 多铁性异质结, 磁电耦合, 电场驱动磁翻转, 磁电存储器

Abstract Magnetic flipping driven by an electric field through magnetoelectric coupling is an important research direction in the field of multiferroic materials. It may be applied to reduce the energy consumption of spintronic devices, and could provide a new scheme to solve the problem of increasing power consumption in data processing. In the past few years, the development of pure electrical control of magnetism has experienced a tortuous course, but has also seen a series of important breakthroughs, including the fabrication of nanocomposite heterostructures, electrically controlled 180° magnetic flipping driven by strain coupling, low-voltage driven 180° magnetic flipping through interface magnetic exchange coupling, and electric field manipulated magnetic topology such as skyrmions, which have laid the foundation for further development of ultra-low energy consumption magnetoelectric storage or logic devices. This paper focuses on the pure electric field regulation of magnetic flipping for magnetoelectric information devices, and briefly reviews the progress in the past decade, current problems in this field, and future research directions.

Keywords multiferroic heterostructure, magnetoelectric coupling, electric-field control of magnetic flipping, magnetoelectric memory devices

* 国家自然科学基金(批准号: 92163210)、国家重点研发计划(批准号: 2022YFB3807603)、广州市重点实验室(批准号: 202201000008)资助项目

1 引言

多铁性材料存在多种铁性序(铁电、铁磁、铁弹等),被认为是探索关联电子系统中自旋、电荷、轨道和晶格之间的交叉耦合现象的理想载体^[1-7]。多铁材料带来独特的多场耦合新性能,并展现出在新型器件应用的巨大潜力,有望用于开发新一代数据储存/处理、传感器、驱动器以及与能量相关的电子器件^[8-12]。

多铁性材料研究始于20世纪四五十年代,繁荣于21世纪初,现已成为凝聚态物理的重要学科。在多铁繁荣的前十年(约2003—2013),已有众多材料体系(如一类单相多铁、二类多铁以及复合多铁)和丰富多彩的物理机制被发掘,也形成了多个重要分支方向。这部分概况见《物理》杂志2014年的“多铁性材料专题”,包括刘俊明和南策文写的《多铁性十年回眸》^[13]以及文献^[14]。其中一个重要的分支方向是,利用多铁性材料的磁电耦合效应实现电场驱动磁翻转^[15-17](图1)。希望藉此效应大幅降低自旋电子学器件(如新兴的自旋扭矩转移磁随机存储器(STT-MRAM))的能耗^[18, 19],并构筑超低能耗的磁电存储(ME-RAM)^[12]或磁电—自旋轨道耦合(MESO)逻辑器件^[20]。

当前人工智能和物联网技术迅猛发展,对信息处理的需求日益增长,同时也带来严峻的高耗能及发热问题。为解决发热问题,美国Facebook公司将数据中心设置于北极圈,微软则尝试设置海底数据中心;国内腾讯、华为将数据中心设置于贵州,得益于其独特的散热环境和充沛而低廉

的水电^[21]。据报道,目前全球数据处理用电比重已占约8%,若按当前技术发展到2030年,用电将高达约25%(图2(a))^[22],有可能成为全球变暖的主要来源之一。因此,寻求大幅降低能耗的新一代技术显得越发迫切。例如,基于当前硅基晶体管进行逻辑操作的能耗高达单次100 pJ量级,如果新技术能将器件操作能耗降低至每次20 fJ级,有望使数据用电比重在2030年保持当前的8%水平。而基于电控磁的存储和逻辑器件的操作能耗可低至每次fJ级别以下,可满足这一需求。

图2(b)展示了未来磁电器件跟主流及新兴存储器的能耗性能比较^[23]。其中新型自旋电子学存储器件STT-MRAM的存储能耗可低至每比特10 fJ ($1 \text{ fJ} = 10^{-15} \text{ J}$),比主流闪存(NOR-Flash)和新兴相变存储器(PCRAM)的能耗要低三四个量级,略高于主流动态随机存储(DRAM,主要用于内存条)和静态存储(SRAM,主要用于处理器中的缓存)的能耗,且可以保持纳秒级读写速度(接近SRAM及DRAM),可部分替代主流内存用途。如果用上电控磁翻转技术,有望再降低两三个量级(如图2(b)中基于电场调控各向异性的磁电—磁随机存储(ME-MRAM)和非易失型磁电存储(ME-NVM)),甚至可降低到aJ (10^{-18} J)量级。而利用磁电—自旋轨道逻辑器件(MESO)的能耗将可能比主流晶体管逻辑器件降低6—8个量级^[20, 23]。因此,发展基于电控磁的信息器件,将为解决快速增长的数据用电问题提供一个有效方案。

虽然电控磁性器件的应用远景非常诱人,但器件化需要实现往复可控的电场驱动磁畴态翻转,尤其是 180° 磁翻转,这一任务困难重重。通常多铁材料磁电耦合都比较弱且工作温度较低,因此难以在室温下承载有效的磁翻转。为应对这一挑战,人们通过建构不同结构复合多铁异质结,并提出了多种耦合机制,如界面应变/应力耦合、界面电荷媒介耦合、铁磁/反铁磁交换偏置耦合等^[4, 5, 7],获得了较高的室温磁电耦合,进而实现了初步电控 180° 磁翻转。然而这种 180° 磁翻转并不可控,虽然可以通过外磁场辅助提高 180° 翻转的可控性,但在实际器件应用中将增加器件复杂

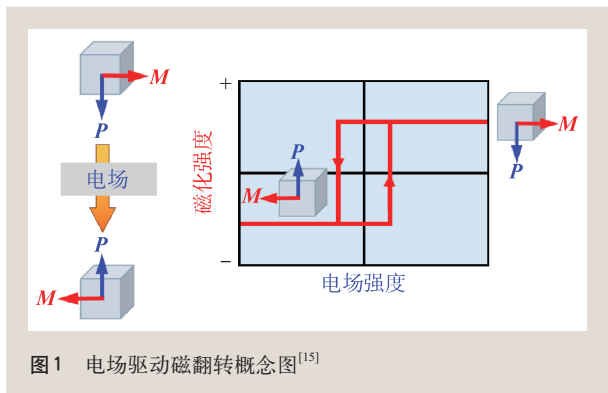


图1 电场驱动磁翻转概念图^[15]

性和难度。而纯电场驱动磁翻转，尤其是确定性的 180° 磁翻转，依然困难重重。究其原因这是由于 180° 磁翻转属时间反演操作，而电(极化)翻转属空间反演变，且两者相互独立，可以想象通过空间反演撬动确定性时间反演变化难度之大。

电控磁前景如此多娇，引众多科研人员前赴后继。近十年来，得益于对纳米多铁异质结设计和畴翻转动力学的精准调控，电控磁翻转取得了一系列重要突破^[24-33]。一方面的突破

是由于尺度的缩小，使通过形状各向异性调控和设计磁畴形态及其翻转动力学成为可能。在此基础上，巧妙地通过施加超快电脉冲时间分步翻转干预畴翻转动力学的过程(类似打破时间反演对称过程)，最终实现了电控 180° 畴翻转。例如，在应力/应变型磁电耦合的 $\text{PbMg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3}\text{O}_3\text{-PbTiO}_3$ (PMN-PT)压电衬底的纳米多铁异质结中，可通过多步磁翻转法实现纳米磁畴 180° 往复翻转^[27]。另外一方面，在基于界面交换耦合的铁酸铋(BiFeO_3 , BFO)基多铁异质结(如BFO薄膜和微纳CoFe磁体体系)中，通过精准调控铁电畴精细翻转方式，可间接带动不同形式的磁翻转(90° 或 180° 畴翻转)^[28-30]。在此基础上，通过对BFO薄膜进行La掺杂降低其矫顽场，还可进一步降低驱动开关电压至200—500 mV以内，并显示出构筑aJ/bit级低能耗器件的可能性^[31]。另外，通过引入斯格明子等拓扑畴序构，可实现电场驱动稳定的多拓扑态翻转或精准调控斯格明子数目，为开发新型多态磁电器件提供了新原理^[32, 33]。这些重要进展为开发低能耗的磁电器件打下重要基础。然而，为发展能耗接近aJ/bit的信息器件，还需进一步降低极化翻转电压，提高超小尺度器件(10 nm尺度)极化翻转的综合性能，并探求电控磁的新机制和新方法等。

蓦然回首，电控磁研究已走过千山万水，打

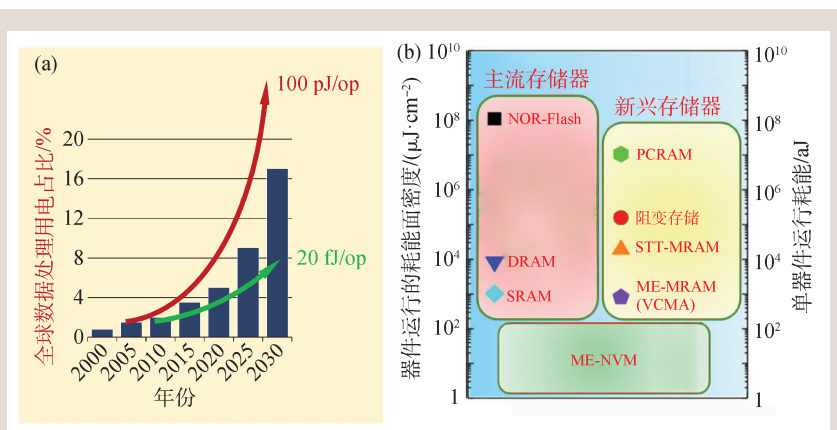


图2 全球数据处理用电占比变化趋势以及不同存储器件能耗比较示意图 (a)全球数据处理用电比重发展趋势(柱状图)^[22]。其中红线是主流CMOS逻辑技术用电占比，单次操作能耗约100 pJ级别，绿线是新一代超越CMOS技术用电占比，其能耗约20 fJ级别；(b)磁电存储器件与几种主流和新兴存储器件操作能耗量级比较^[23]

造低碳磁电器件的目标已然在望，但前行道路依然阻碍重重。本文回顾了近十年来电控磁这一分支领域的进展，介绍纳米复合多铁异质结的几个电控磁翻转的成功例子，最后梳理存在的问题并展望未来研究方向。受篇幅限制，本文主要聚焦于面向磁电信息器件的纯电场调控磁翻转(以室温为主)，而更广泛电控磁研究可以参考其他综述介绍^[16, 17]。

2 纳米复合多铁异质结的构筑

复合多铁性材料的出现，使得室温或高于室温的磁电耦合效应成为可能。不同复合方式对应着不同复合界面，其界面状态会影响磁电耦合特征，因此研究不同纳米复合多铁材料的构筑及其界面具有重要意义。复合多铁性材料可根据连通方式的不同分为0-3型颗粒异质结构、1-3型垂直异质结构、2-2型层状复合结构、0-0型纳米岛结构，其中数字表示组分结构对应的维数^[34-37]。

0-3型颗粒异质结构是将一种铁性颗粒均匀分布在另一种铁性基体中获得的复合材料。2015年，Li等人通过交替生长2-2/1-3型外延异质结的方法制备了均匀的0-3型异质结，不仅克服了衬底的夹持效应，而且显著抑制了通过铁磁相的电流泄漏通道^[38]。2-2型层状复合结构是将铁电材料

与铁磁材料通过堆叠的形式一层一层排列起来所得到的复合材料。在这种复合方式中,由于衬底对薄膜的夹持束缚作用,导致由磁性材料层的磁致伸缩诱导的应变难以有效传递至铁电材料层上,在一定程度上制约着磁电耦合作用。

1-3型垂直异质结构是指将磁性(或铁电)材料以一维纳米柱的形状嵌入到铁电(或磁性)基体中形成垂直异质结。这种结构增大了铁电相与铁磁相的接触面积,有利于产生较强的磁电耦合作用。早在2004年,Ramesh组^[39, 40]通过脉冲激光沉积在(001)-SrTiO₃(STO)衬底上,成功生长出具有六角排列的CoFe₂O₄(CFO)纳米柱,嵌入具有压电性能的BaTiO₃(BTO)形成1-3型复合物结构,实验结果表明其具有良好的铁电性与铁磁性(图3(a), (b)),并由于减少界面夹持效应从而获得较大的磁电耦合效应。在此基础上,还可通过较小的外磁场辅助作用,实现电控磁翻转。

为进一步提高磁电耦合,2010年高兴森等人^[41]通过多孔氧化铝模板(AAO)辅助制备磁纳米岛阵列,然后覆盖上Pb(Zr, Ti)O₃(PZT)铁电薄膜,

获得可人工设计的多铁性材料。沿着这一思路,2016年田国等人^[42]利用AAO模板辅助脉冲激光沉积法(PLD)制备了外延BiFeO₃/CoFe₂O₄/SrRuO₃(BFO/CFO/SRO)的0-0型多铁异质结纳米岛阵列,其兼具良好的铁电和铁磁性,如图3(c)所示。由于界面原子级兼容和衬底夹持效应降低,界面耦合得以有效地传递,从而导致磁电耦合效应显著增强,其耦合系数要比0-3型纳米复合异质结构大2个数量级。通过导电原子力针尖对单个纳米岛施加偏压可实现180°磁翻转。然而,这种电控磁翻转是随机的,重复性不强,很难通过纯电场实现确定性的磁翻转。

3 应变耦合媒介电控磁翻转

为了获得更大的磁电耦合系数和更可控的电控磁性能,人们还尝试将铁磁材料生长在压电系数较大的压电单晶衬底上面,可以通过电场诱导较大的压电形变,而传递到磁层的应变则通过逆磁致伸缩改变磁各向异性,进而导致磁畴翻转。其中,弛豫铁电体PMN-PT单晶因其高压电系数,很早就被广泛应用到复合多铁结构中。在早期的研究工作中,通过应变媒介机理,已实现了电场改变铁磁层的磁化强度^[43]、矫顽场^[44]、各向异性易磁轴^[45],以及电驱动磁化方向90°翻转^[46, 47]。然而,之前这种方法难以产生180°磁翻转。

当尺度缩小后,形状各向异性为这类电控磁提供了新的自由度和调控方法。例如,2013年,Buzzi等^[48]利用电子束光刻技术,在PMN-PT上制作了椭圆形Ni点。由于小尺寸的形状各向异性和畴壁能相互竞争,使得纳米磁点呈单畴态。当适当增大外加电压使得各向异性易磁轴转向90°方向时,观察到部分椭圆Ni纳米岛的磁畴也随着转动到90°磁化方向;而当继续加大电压导致易磁轴转回原方向时,部分磁点也随着转到了180°方向,但也有部分转回初始态或停留在90°方向。这表明压电效应可以导致纳米尺度磁畴90°切换及180°非易失性翻转,但在无外磁场辅助下却难以实现确定性的180°翻转。

为了实现无外磁场辅助下的应力媒介确定性

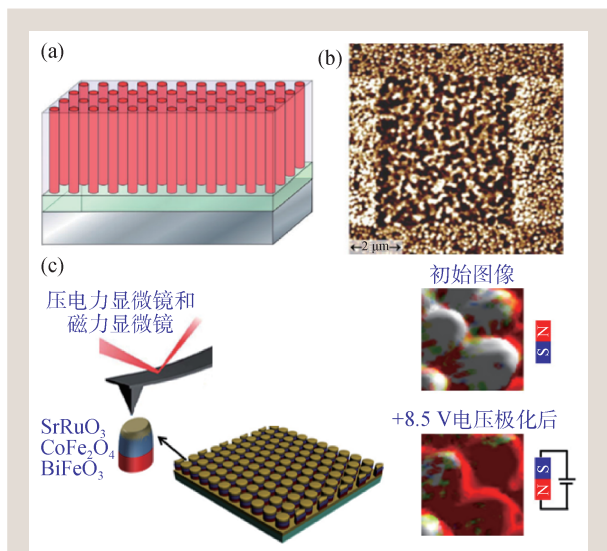


图3 两种传统纳米复合多铁结构 (a)BTO薄膜与嵌入其中的CFO纳米柱组成的1-3型纳米复合结构示意图;(b)施加2 T磁场之后通过原子力显微镜针尖施加-16 V电压后的磁力显微镜(MFM)成像,表明部分磁畴翻转^[39];(c)利用多孔氧化铝模板辅助PLD方法制备外延BFO/CFO/SRO异质结构纳米点阵列^[42],从左到右分别是示意图、施加外电场前后的纳米点的MFM像,显示了纳米岛的磁畴方向翻转

的电控 180° 磁翻转，人们通过理论预测在 PMN-PT 衬底上生长 Ni 纳米磁体盘的异质结中，通过精准施加超快电脉冲干预磁翻转过程，可实现单纳米畴的完全 180° 翻转^[27, 49, 50]。此外，可通过两步或多步翻转方法实现 180° 翻转。理论预测在 PMN-PT 衬底上生长具有四重磁轴“花状”纳米磁体(Ni)^[27]以及其他如“花生”和“猫眼”形状的纳米磁体中，可以通过两步近 90° 的磁旋转，最终实现 180° 磁翻转^[49]。这些精巧的方法主要通过施加精准超快脉冲或多步翻转，在某种意义上具有打破时间反演对称性的意味。

然而，这些方法有的需要精确控制超快电脉冲，有的需要高精度光刻技术，在实验上难以操作。Biswas 等人提出了一种有效的两步磁翻转策略^[51]，如图 4(a), (b) 所示，通过在 (001) 方向 PMN-PT 衬底上方生长两对电极和纳米磁盘，两对电极施加的电场方向沿着椭圆磁盘长轴约 $\pm 30^\circ$ 方向。未施加电场时，磁化方向沿着长轴方向，施加电场后压电应变导致磁体各向异性的易轴方向转向电场垂直方向 (60° 方向)。通过两对电极连续施加两个不同电脉冲，使得易磁轴产生连续两次 60° 旋转到达 120° 方向，从而导致磁化方向也相应转向，最后撤掉电场使得易磁轴回到长轴方向而相应磁化也弛豫到相反的 180° 方向，如图 4(c) 磁力显微镜图像所示。这种多步翻转的要领在于，每次易磁轴转向需明显低于 90° ，这样磁畴翻转可以跟上易磁轴变化。如果易磁轴转向接近 90° ，磁矩转向就会有两种可能 (90° 或 -90°)，使得磁翻转不稳定。更主要的是，这种机制能够允许磁翻转可逆进行。然而，由于铁电畴和界面钉扎的不均匀性，只有一部分纳米磁体可实现可逆翻转，后续还需进一步提高磁翻转的稳定性。

4 交换耦合媒介电控磁翻转

实现有效电磁翻转的另一个有效途径是利用铁酸铋基多铁异质结 (BiFeO_3 , BFO) 基材料的电驱动磁翻转。BFO 是一种罕见的室温单相多铁性材料，不仅拥有优异的铁电性，而且拥有反铁磁性。

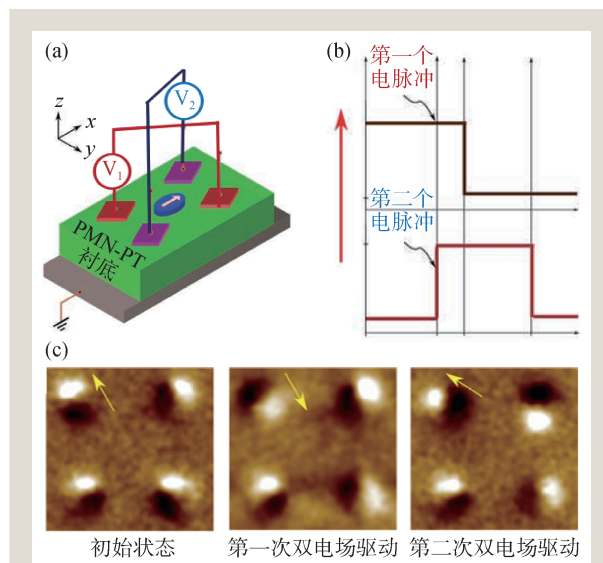


图 4 PMN-PT 衬底上生长椭圆磁性 Co 点组成的多铁异质结的电控磁特征^[51] (a) 结构示意图，其中衬底制备两组电极 V_1 和 V_2 用于施加水平方向电场，电场方向与椭圆磁点主轴分别成 $+30^\circ$ 和 -30° 夹角；(b) 驱动磁 180° 翻转使用的两个电脉冲示意图；(c) 电场驱动磁 80° 翻转后磁畴的磁力显微镜图像。从左到右分别为磁性 Co 点的初始状态、第一次双电场驱动翻转和第二次翻转后的磁力显微镜图像，图中箭头为磁矩方向

其反铁磁矩方向与铁电极化方向保持垂直，这一特点使得 BFO 成为研究极化、自旋、晶格相互耦合的理想载体。同时，由于 BFO 中极化与反铁磁矩保持较强耦合 (方向垂直)，因此可以通过极化翻转调控反铁磁。如果在 BFO 上生长铁磁性材料，也有望通过反铁磁与铁磁层的交换耦合实现电场驱动磁翻转。一开始，人们发现铁磁—反铁磁带来的交换耦合主要出现在具 109° 畴壁的条带畴为主的样品上，这种耦合带来明显的交换偏置场，而另一种常见的具 71° 条带畴的样品并不产生交换偏置场。然而，进一步深入研究发现，BFO 中反铁磁属倾角反铁磁，这种倾角可带来非零的净磁矩 (M_e ，其方向同时垂直于极化和反铁磁序方向)。通过界面耦合作用，改变这种微弱的净磁矩方向也可以带动上方铁磁层产生磁翻转。

2008 年，Chu 等人^[28]在 SrTiO_3 衬底上生长的具有条带畴结构 BFO 薄膜上制备了 CoFe 微磁体，通过外加水平电场驱动电畴的净极化 90° 翻转，进而带动上面的磁畴产生可控的 90° 磁化翻转。然

而,这种调控依旧难以实现 180° 磁翻转。2011年, Heron 等人^[29]在此基础上,利用 DyScO_3 衬底上生长具长程条带畴的BFO薄膜,巧妙地通过施加水平电场驱动BFO的条带畴的两分量极化沿着不同方向 90° 翻转,进而导致整体净极化 180° 翻转并带动其上方的CoFe净磁矩产生 180° 翻转。2014年, Ramesh 课题组在BFO/CoFe异质结中,通过施加单次面外电场脉冲精准调控其内部畴结构动力学变化。发现微区极化畴可在纳秒尺度产生两次以上翻转,最终翻转到 180° 极化方向^[30],并带动上方铁磁层的磁矩产生 180° 翻转。通过这个机制,可以成功实现施加垂直电畴驱动面内磁矩 180° 往复翻转。磁翻转可以从X光磁圆二次色性—光发射电子显微镜(XMCD—PEEM)成像中观测到(图5(a), (b)),并且可以通过自旋阀的磁电阻读出,展示出在电控磁器件中应用的可能。通

过畴结构结合铁磁共振特征还可揭示界面交换耦合场作用机制,发现其面内分量在2.5 nm的CoFe层约为57 Oe,可重复翻转100多次,显示出构建鲁棒性器件的可能^[52]。利用理论模拟,进一步揭示铁电畴 180° 翻转也是分步进行,而界面交换耦合场和BFO条带畴的剪切应变共同影响了电控磁翻转行为,其磁翻转速度主要决定于铁电极化的翻转速度^[53, 54]。

此外,为降低驱动磁翻转的电压, Prasad 等人^[31]在多铁性BFO中,通过La掺杂和厚度调控相结合(图5(c)),将电驱动磁翻转开关电压从大于1 V逐渐降低到500 mV以内,甚至在200 mV也可诱导部分磁畴翻转(图5(d), (e)),并获得明显的电压调控磁电阻变化,展示了存储器件功能。尤其是该工作将开关能量密度降低致 $10 \mu\text{J}\cdot\text{cm}^{-2}$ 级,可用于开发亚fJ级能耗的器件。沿着这条开发途径,有望进一步将开关电压降低到100 mV,并使得10 nm尺度的磁电单元器件的擦写能耗降低到aJ级成为可能。

5 电场调控斯格明子态

近年来,具有独特拓扑结构的磁斯格明子成为研究热点^[55]。磁性斯格明子被认为是下一代高密度数据存储的理想媒介,其尺寸可小至几纳米,并具有拓扑保护等特征,有望用于开发高密度和低能耗信息器件。这种新奇磁性拓扑态的引入,为电场调控磁性提供一种新的自由度。2020年,侯志鹏等人^[32]在基于PMN-PT衬底和Pt/Co/Ta多层膜纳米岛的异质结构中,成功实现了电场诱导磁性斯格明子等多态翻转,如图6(a), (b)所示。结果表明,尺寸效应使得单个斯格明子稳定于纳米岛中,可通过施加电场产生压电应变,诱导斯格明

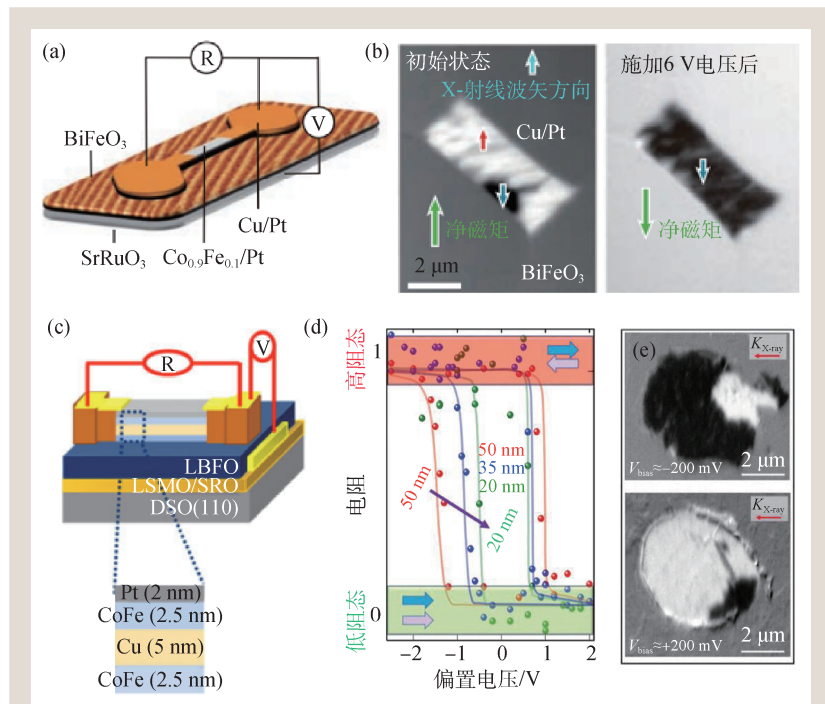


图5 基于 BiFeO_3 复合多铁异质结的电控磁翻转。通过对异质结施加平面外电场实现极化 180° 翻转,从而引起上方的磁畴产生 180° 翻转^[30]:(a)结构示意图;(b)施加电压前后磁化方向发生 180° 翻转的XMCD—PEEM像(其衬度变化表明磁畴方向翻转)。通过掺La的BFO薄膜(LBFO)的异质结实现小电压驱动磁翻转^[31],从左到右分别为:(c)异质结结构和自旋阀示意图,下方是与LBFO表面接触的CoFe/Cu/CoFe自旋阀;(d)不同厚度LBFO薄膜上制备的自旋阀的巨磁阻(GMR)随驱动电压变化曲线;(e)10 nm厚LBFO薄膜上的CoFe磁点在施加200 mV电压发生翻转前后的XMCD—PEEM像

子、条带、涡旋态之间往复切换。尤其有趣的是，这种调控是非易失性且无需外磁场参与，主要是通过应变调控磁各向异性和Dzyaloshinskii—Moriya (DM) 效应起作用。2022年该课题组在类似的多铁异质结构中，成功通过电场诱导实现单纳米岛中斯格明子数目的精准调控，如0、1、2、3个斯格明子数变化^[33]，如图6(c)，(d)所示。这表明，通过施加电场，可以实现磁电多态存储，其翻转能量比传统电流调控方案可降低三个数量级以上。利用同样机制，赵永刚等观察到PMN-PT/PtCoTa薄膜体系中可实现电场对磁性斯格明子的写入/擦除/变形等操作^[56]。这些成果为磁斯格明子在低能耗磁电器件中的应用迈出重要一步，尤其是多态翻转可用于开发更高密度的多态存储或神经元突触器件。

另一方面，利用场效应电压改变界面电荷(如Pt/Co/Al/Al₂O₃体系)也可调控磁各向异性从而诱导产生泡状斯格明子畴，并可通过各向异性梯度驱动斯格明子移动^[57, 58]。更有意思的是，利用场效应电场可以改变DM作用的手性(Ta/FeCoBe/TaO_x体系)，导致斯格明子和畴壁的手性反转，并揭示场效应诱导阳离子迁移的机制^[59]。这些例子也表明，通过对一些独特的拓扑畴结构调控，可以为电控磁打开一条新途径。

6 总结和展望

过去十年，电控磁研究经历了曲折历程，通过深入探究纳米多铁体系中畴结构调控机制，获得了几种电控磁新原理，并通过不同技术途径实现了电场驱动180°磁翻转。尤其在基于BFO体系中实现了低电场驱动磁翻转，通过磁隧道结电流读出磁态变化，展示出ME-RAM部分功能(图5)，并提出了基于磁电异质结和自旋耦合结构(MESO)

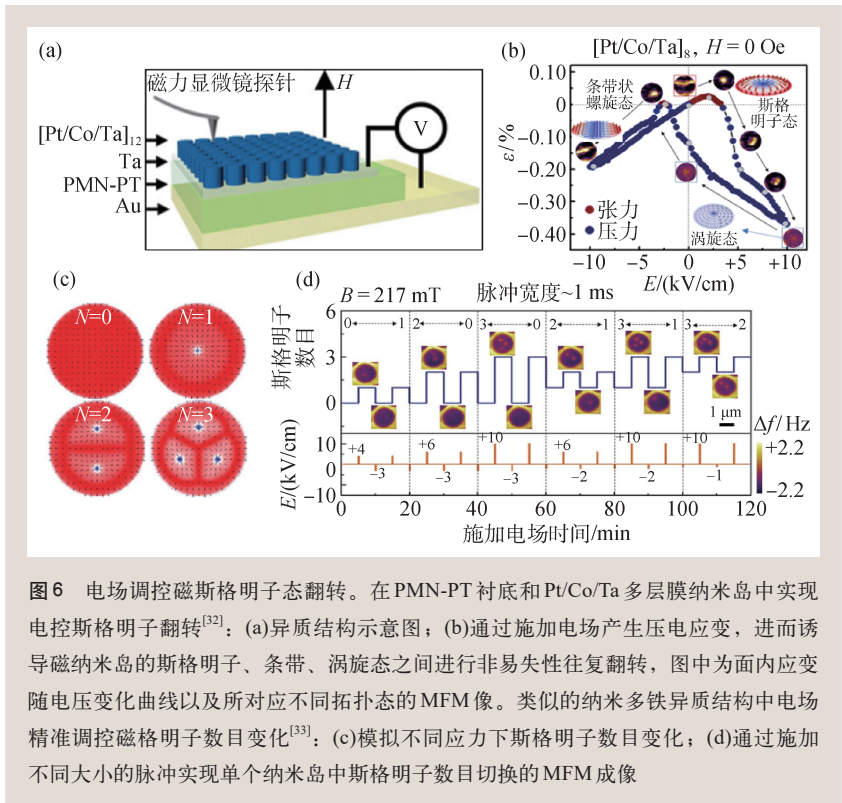


图6 电场调控磁斯格明子态翻转。在PMN-PT衬底和Pt/Co/Ta多层膜纳米岛中实现电控斯格明子翻转^[32]：(a)异质结构示意图；(b)通过施加电场产生压电应变，进而诱导磁纳米岛的斯格明子、条带、涡旋态之间进行非易失性往复翻转，图中为面内应变随电压变化曲线以及所对应不同拓扑态的MFM像。类似的纳米多铁异质结构中电场精准调控磁斯格明子数目变化^[33]；(c)模拟不同应力下斯格明子数目变化；(d)通过施加不同大小的脉冲实现单个纳米岛中斯格明子数目切换的MFM成像

的逻辑器件概念^[60]。这两种方案都展示出在未来超低能耗器件应用的可能，不但引起学术界关注，更吸引了高科技公司的加入。虽然远景是那么诱人，然而面向器件化的道路依旧艰难曲折。目前只有电压调控磁各向异性(VCMA)技术开始在磁存储产业得到初步推广，用于降低磁存储器件能耗^[61]。然而，基于完全电控磁翻转技术(如ME-NVM)的实际应用仍然存在一些关键问题需要解决。俗话说行百里者半九十，虽然低碳磁电器件的目标已然在望，但还需要材料科学家和器件工程师们通力合作，突破器件化面临的障碍。下面简要说明这一领域存在的问题和潜在研究方向。

(1)面向低能耗磁电器件的问题：为了实现aJ级能耗的远景，需实现1 μJ/cm²的能耗密度。首先是降低驱动开关电压，将电驱动磁翻转电压压缩到100 mV级别。目前20 nm的La掺杂BFO可实现500 mV的开关电压，还需优化掺杂、生长条件、厚度，进一步将电压压缩到100 mV级。另一方面，还需将器件小型化到10 nm尺度(纳米磁点尺度)，虽然基于当前光刻技术可达到这一尺度，但器件微型化后将给磁翻转带来新挑战、新机制，

如矫顽场变化等,也值得进一步研究。其次,器件性能方面,磁翻转的重复性、速度、热稳定性以及与半导体工艺兼容性等方面研究也显得非常重要。值得注意的是,利用场效应VCMA技术,目前已经将MRAM的能耗降低至fJ/bit。而利用相近的场效应技术,有可能通过精准控制电脉冲参数实现纯电驱动 180° 畴翻转并构筑非易失性存储器件^[62]。因此,为实现电控磁器件的应用化,还需物理学和材料科学研究者与应用研发人员通力合作,推进这一进程。

(2)新调控机制探索:除了本文中所列的几种电控磁翻转途径,还需探索其他调控机制和原理,如界面电场效应诱导界面离子迁移、多机制耦合等^[63]。例如,通过电压调控氧离子迁移可导致磁性金属产生氧化还原,从而有效调控其各向异性及磁性^[64, 65]。电场还可调控人工反铁磁多层膜的Ruderman—Kittel—Kasuya—Yosida (RKKY)相互作用^[66]或界面DM效应^[57]。这些新颖的调控机理,给纳米尺度电控磁器件带来更多选择方案和高效率电控磁翻转新原理。另外,在某些体系中还存在多种调控机制。例如四方相BFO和三角Co点组成的多铁异质结中,通过应变传递和界面耦合协同作用导致可重复的 120° 磁翻转^[67]。铁电极化翻转可同时诱发界面应变耦合和极化电流导致磁场,而利用其协同作用也可确定性 180° 磁翻转^[68]。与单一机理调控相比,多机理联合可综合各自优势,获得更强且更可控的驱动力。

(3)磁电耦合与铁性材料的新兴领域交叉融合:过去十年,在铁性材料中也出现一些新兴领域,如反铁磁电子学和拓扑电子学等(实空间磁性和极化拓扑畴,包括斯格明子、涡旋等,以及动量空间的量子拓扑材料),这些领域的发展,也为电控磁领域注入新的活力。

最近,反铁磁电子学展现出超快翻转速度(ps级)动力学特性,有望用于更快和更低能耗的器件,此外还可以利用反铁磁/铁磁界面耦合实现电控磁翻转。例如利用BFO材料中极化与反铁磁自旋结构耦合这一特性,用于设计反铁磁器件。近日,Parsonnet等人利用反铁磁的自旋塞贝克效

应,通过温差产生的电压读出电压写入的不同反铁磁态^[69],显示出构筑电控反铁磁器件的可能性。在BFO和(La,Sr)MnO₃界面上,观察到交换偏置场在10 K温度下可大至2000 Oe,并可通过电场调控其偏置场正反翻转^[70]。在(011)PMN-PT上生长的CoFeB/IrMn铁磁/反铁磁异质结中,通过单轴各向异性调控其交换偏置场,进而实现电控铁磁矩的 180° 翻转^[71]。而在PMN-PT衬底上生长反铁磁Fe_{1-x}Rh_x,还可实现电调控反铁磁—铁磁相变等现象^[72, 73]。这些有趣的反铁磁新效应也为电控反铁磁态和电控磁翻转提供了机会。

另一方面,拓扑材料研究的出现,为构筑具有新型拓扑序构的磁电材料提供了一种新思路。例如通过电场改变磁各向异性,能够稳定诱导产生/湮灭斯格明子,以及调控斯格明子数目,为构筑基于斯格明子或神经元突触打下基础^[32, 33, 57, 58]。近期张金星团队等还揭示出利用铁电翻转产生的不均匀应变诱导单个磁涡旋态的手性改变,说明了通过铁电畴动力学用于调控磁性拓扑态的新途径^[24]。该团队还在纯氧化物界面(如SrTiO₃/SrRuO₃),通过氧缺陷工程诱导出泡状斯格明子等拓扑态,并实现电场调控拓扑结构^[74]。这些新型拓扑序构和基元的构筑,有望为调控磁性提供新原理和新方法。

近年来,铁电拓扑畴的出现,同样也为调控和优化磁电耦合提供了一个新自由度^[75],如利用铁电拓扑畴独特的应变结构有可能产生更有效的磁电耦合。另一层面,二维材料和拓扑量子材料的引入,也为磁电耦合带来新现象和新原理^[76]。例如通过电场调控磁结构,进而调控其能带的拓扑结构,有望带来多场耦合的新物理(如电场调控量子拓扑物性等)。因此磁电耦合与其他新兴领域的融合,为电场调控磁性注入新的物理内涵并带来新的调控机制和应用前景。

参考文献

- [1] Spaldin N A, Ramesh R. Nat. Mater., 2019, 18: 203
- [2] Spaldin N A, Cheong S W, Ramesh R. Phys. Today, 2010, 63: 38
- [3] Nan C W, Bichurin M I, Dong S X *et al.* J. Appl. Phys., 2008, 103: 031101

- [4] Dong S, Liu J M, Cheong S W *et al.* *Adv. Phys.*, 2015, 64: 519
- [5] Hu J M, Chen L Q, Nan C W. *Adv. Mater.*, 2016, 28: 15
- [6] Ja T T, Cheng Z X, Zhao H Y. *Appl. Phys. Rev.*, 2018, 5: 021102
- [7] Ma J, Hu J M, Nan C W. *Adv. Mater.*, 2011, 23: 1062
- [8] Hu J M, Nan T X, Sun N X *et al.* *MRS Bull.*, 2015: 40: 728
- [9] Vaz C A F, Hoffman J, Ahn C H *et al.* *Adv. Mater.*, 2010, 22: 2900
- [10] Yang Y J, Li J F, Viehland D. *Mater. Today*, 2014, 17: 269
- [11] Scott J F. *Science*, 2007, 315: 954
- [12] Hu J M, Zheng L, Cheng L Q *et al.* *Nat. Commun.*, 2011, 2: 553
- [13] 刘俊明, 南策文. *物理*, 2014, 43: 88
- [14] 高兴森, 曾敏, 刘俊明. *物理*, 2014, 43: 246
- [15] Wang K F, Liu J M, Ren Z F. *Advances in Physics*, 2009, 58: 321
- [16] 段纯刚. *物理学进展*, 2009, 29: 215
- [17] 宋成, 李凡, 顾有地 等. *中国材料进展*, 2018, 37: 563
- [18] Vaz C A F. *J. Phys. Condens. Matter.*, 2012, 24: 333201
- [19] Ramam K, Diwakar B S *et al.* *J. Magn. Magn. Mater.*, 2017, 442: 453
- [20] Manipatruni S, Nikonov D E, Lin C C *et al.* *Nature*, 2019, 565: 35
- [21] 为何华为、苹果和腾讯都把数据中心建在这个省份? 今天终于明白! https://view.inews.qq.com/k/20190717A077GS00?web_channel=wap&openApp=false
- [22] Technical Report 2009 Adapted from Gadgets and Gigawatts, Policies for Energy Efficient Electronics, International Energy Agency
- [23] Ramesh R, Manipatruni S. *Proc. R. Soc. A*, 2021, 477: 20200942
- [24] Lu J, Si L, Zhang Q *et al.* *Adv. Mater.*, 2021, 33: 2102525
- [25] Malik I A, Huang H B, Wang Y *et al.* *Sci. Bull.*, 2020, 65: 201
- [26] Li M, Yang T, Chen P *et al.* *Nat. Commun.*, 2022, 13: 6340
- [27] Wang J, Hu J, Ma J *et al.* *Sci. Rep.*, 2014, 4: 7507
- [28] Chu Y H, Martin L, Holcomb M *et al.* *Nat. Mater.*, 2008, 7: 478
- [29] Heron J, Schlom D G, Ramesh R. *Appl. Phys. Rev.*, 2014, 1: 021303
- [30] Heron J, Bosse J, He Q *et al.* *Nature*, 2014, 516: 370
- [31] Prasad B, Huang Y L *et al.* *Adv. Mater.*, 2020, 32: 2001943
- [32] Wang Y, Wang L, Xia J *et al.* *Nat. Commun.*, 2020, 11: 3577
- [33] Hou Z P, Wang Y D *et al.* *Adv. Mater.*, 2022, 34: 2107908
- [34] Van den Boomgaard J, Terrell D R, Born R A J *et al.* *J. Mater. Sci.*, 1974, 10: 1705
- [35] Jayachandran K P, Guedes J M, Rodrigues H C. *J. Appl. Phys.*, 2022, 131: 144102
- [36] Guo K, Zhang R, Fu Z *et al.* *Ceram. Int.*, 2021, 47: 20422
- [37] Wang Y, Weng G J. *J. Appl. Phys.*, 2015, 118: 174102
- [38] Li Y, Wang Z, Yao J *et al.* *Nat. Commun.*, 2015, 6: 6680
- [39] Zheng H, Wang J, Lofland S E *et al.* *Science*, 2004, 303: 661
- [40] Zavaliche F, Zheng H *et al.* *Nano Lett.*, 2005, 5: 1793
- [41] Gao X, Rodriguez B J *et al.* *ACS Nano*, 2010, 4: 1099
- [42] Tian G *et al.* *Nanotechnology*, 2016, 27: 485302
- [43] Thiele C, Dörr K, Bilani O *et al.* *Phys. Rev. B*, 2007, 75: 054408
- [44] Venkataiah G, Shirahata Y, Itoh M *et al.* *Appl. Phys. Lett.*, 2011, 99: 102506
- [45] Sander D. *Rep. Prog. Phys.*, 1999, 62: 809
- [46] Hu J M, Nan C W. *Phys. Rev. B*, 2009, 80: 224416
- [47] Hu J M, Nan C W, Chen L Q. *Phys. Rev. B*, 2011, 83: 134408
- [48] Buzzi M, Chopdekar R V, Hockel J L *et al.* *Phys. Rev. Lett.*, 2013, 111: 027204
- [49] Cui J, Keller S M, Liang C Y *et al.* *Nanotechnology*, 2017, 28: 08LT01
- [50] Salehi-Fashami M, D'Souza N. *J. Magn. Magn. Mater.*, 2017, 438: 76
- [51] Biswas A K, Ahmad H, Atulasimha J *et al.* *Nano Lett.*, 2017, 17: 3478
- [52] Zhou Z, Trassin M, Gao Y *et al.* *Nat. Commun.*, 2015, 6: 6082
- [53] Wang J, Hu J, Yang T *et al.* *Sci. Rep.*, 2014, 4: 4553
- [54] Wang J, Hu J, Peng R *et al.* *Sci. Rep.*, 2015, 5: 10459
- [55] Jiang W, Upadhyaya P, Zhang W *et al.* *Science*, 2015, 349: 283
- [56] Ba Y, Zhuang S, Zhang Y *et al.* *Nat. Commun.*, 2021, 12: 322
- [57] Schott M, Bernard-Mantel A, Ranno L *et al.* *Nano Lett.*, 2017, 17: 3006
- [58] Ma C, Zhang X, Xia J *et al.* *Nano Lett.*, 2019, 19: 353
- [59] Fillion C, Fischer J, Kumar R *et al.* *Nat. Commun.*, 2022, 13: 5257
- [60] Manipatruni S, Nikonov D E, Lin C C *et al.* *Nature*, 2019, 565: 35
- [61] Kang W, Chang L, Zhang Y G *et al.* Voltage-Controlled MRAM for Working Memory: Perspectives and Challenges. <https://doi.org/10.23919/DATe.2017.7927047>
- [62] Yi M, Zhang H, Xu B X. *npj Comput. Mater.*, 2017, 3: 38
- [63] 崔彬, 成彬, 胡季帆. *科学通报*, 2021, 66: 2042
- [64] Bi C, Liu Y, Newhouse-Ilige T *et al.* *Phys. Rev. Lett.*, 2014, 113: 267202
- [65] Fassatoui A, Ranno L, PeñaGarcia J *et al.* *Small*, 2021, 17: e2102427
- [66] Yang Q, Wang L, Zhou Z *et al.* *Nat. Commun.*, 2018, 9: 991
- [67] Yao J, Song X, Gao X *et al.* *ACS Nano*, 2018, 12: 6767
- [68] Yang S, Peng R, Jiang T *et al.* *Adv. Mater.*, 2014, 26: 7091
- [69] Parsonnet E, Caretta L *et al.* *Phys. Rev. Lett.*, 2022, 129: 087601
- [70] Wu S, Cybart S, Yu P *et al.* *Nat. Mater.*, 2010, 9: 756
- [71] Chen A, Zhao Y, Li P *et al.* *Adv. Mater.*, 2016, 28: 363
- [72] Lee Y *et al.* *Nat. Commun.*, 2015, 6: 5959
- [73] Liu Z *et al.* *Phys. Rev. Lett.*, 2016, 116: 097203
- [74] Zhang Y, Wang C, Huang H *et al.* *Sci. Bull.*, 2020, 65: 1260
- [75] Tian G, Yang W, Chen D *et al.* *National Science Review*, 2019, 6: 684
- [76] Ningrum V P, Liu B, Wang W *et al.* *Research*, 2020, 1768918