

专题: 应用磁学

# 多铁异质结构中电场调控磁性及磁性隧道结的研究进展\*

陈爱天<sup>1)†</sup> 李岩<sup>1)</sup> 赵永刚<sup>2)‡</sup>

1) (电子科技大学物理学院, 成都 611731)

2) (清华大学物理系, 低维量子物理全国重点实验室, 北京 100084)

(2025 年 12 月 2 日收到; 2026 年 1 月 14 日收到修改稿)

电场调控磁性是发展低能耗自旋电子器件的重要途径, 已成为磁学领域的重要研究方向. 多铁性材料可以实现磁电耦合, 尤其在铁磁/铁电多铁异质结构中具有室温下电场对磁性的显著调控, 有望发展低能耗多功能磁性器件. 本文简要介绍基于多铁异质结构的电场调控磁性和磁性隧道结的研究进展. 首先介绍了多铁性材料并讨论了多铁异质结构中电场调控磁性的机制; 随后基于应变媒介磁电耦合效应, 通过电场调控自由层磁矩旋转, 介绍了对面内磁性隧道结的调控; 进一步讨论了电场如何调控垂直磁化和亚铁磁性, 介绍了近期关于垂直磁性隧道结的电场调控进展; 最后, 结合自旋电子学的发展, 对多铁异质结构的研究趋势做了展望.

**关键词:** 多铁性材料, 多铁异质结构, 电场调控磁性, 磁性隧道结**DOI:** 10.7498/aps.75.20251656**CSTR:** 32037.14.aps.75.20251656

## 1 引言

当今微电子学以半导体材料为基础, 基于电子的电荷属性实现信息的写入、存储等功能. 在过去的半个多世纪, 遵循摩尔定律, 集成电路产业蓬勃发展, 极大地促进了信息时代的进步. 然而, 随着电子器件尺寸逐渐逼近量子极限, 带来了高功耗和电子隧穿等难题, 对摩尔定律的延续带来了挑战, 后摩尔时代的新型电子器件研究得到了广泛关注.

20 世纪 80 年代, 巨磁电阻效应的发现, 使人们意识到电子的自旋作为独立的自由度, 可以像电荷一样, 对材料的宏观电学性质产生巨大且可控的影响, 由此催生了“自旋电子学 (spintronics)”. 相

关技术发展带动了 20 世纪 90 年代硬盘驱动器的读取磁头技术革新, 使硬盘存储密度指数增长, 满足了互联网产业海量数据存储的时代需求. 因此, 法国 Albert Fert 教授和德国 Peter A. Grünberg 教授由于发现巨磁电阻效应获得了 2007 年诺贝尔物理学奖. 自旋电子器件由于具有非易失性、高稳定性、抗辐射、快速读写等优势, 已成为后摩尔时代新型功能器件的重要发展方向<sup>[1]</sup>.

作为自旋电子学的核心器件, 磁性隧道结 (magnetic tunnel junctions, MTJ) 是两层铁磁层中间夹一层非磁性绝缘层的三明治结构 (图 1(a)), 其电阻与两层铁磁层磁矩的相对取向密切相关 (图 1(b)): 二者平行时电阻最低, 反平行时电阻最高. 磁性隧道结的这种高/低电阻态可以用来存储

\* 国家重点研发计划 (批准号: 2024YFA1408503)、四川省科技计划 (批准号: 2025YFHZ0147)、低维量子物理全国重点实验室开放研究基金 (批准号: KF202505)、国家自然科学基金 (批准号: 12574110) 和四川省自然科学基金 (批准号: 2026NSFSC0027) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: aitian.chen@uestc.edu.cn

‡ 通信作者. E-mail: ygzha@tsinghua.edu.cn

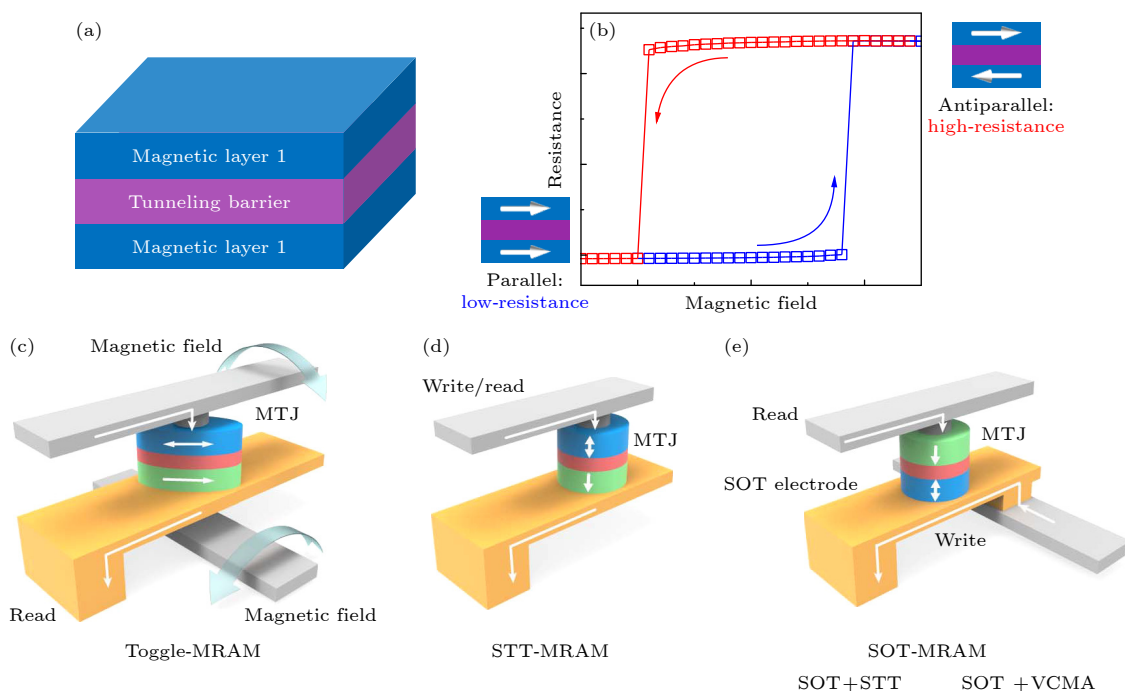


图 1 (a) 磁性隧道结的核心结构; (b) 典型隧道磁电阻曲线; (c)–(e) 磁场、STT 和 SOT 驱动的磁性存储器构架<sup>[2]</sup>, 图中白色折线箭头表示注入电流的流路径, 磁性隧道结中的箭头表示磁性层的磁矩方向  
 Fig. 1. (a) Schematic of a magnetic tunnel junction. (b) A typical tunnel magnetoresistance curve. (c)–(e) Schematic of the MRAM driven by a magnetic field, STT, and SOT<sup>[2]</sup>. The white zigzag arrows indicate the path of the injected current, and the arrows in the magnetic tunnel junctions represent the direction of the magnetic moments in the magnetic layers.

信息, 而信息写入则通过改变铁磁层磁矩的取向. 由此可见, 自旋存储器件的核心是操控磁性材料的磁矩方向, 从而实现信息写入、传递和处理. 因此, 发展低能耗磁矩操控技术并用于调控自旋电子器件, 是自旋电子学的重要研究内容.

磁性隧道结是磁性随机存储器 (magnetic random-access memories, MRAM) 的基本存储单元, 存储信息的写入就是对磁性隧道结的电阻调控, 其根本在于对磁性隧道结中磁矩相对取向的调控. 磁性随机存储器发展初期, 在磁性隧道结旁边安置导线 (图 1(c)), 利用电流产生的磁场来调控磁矩, 这种方式结构复杂, 不利于高密度存储器小型化的发展需求. 随后发现的自旋转移力矩效应 (spin-transfer torque, STT, 图 1(d)), 在磁性隧道结中注入电流形成两端器件, 简化了器件结构, 相关产品已经得到商业应用. 同时, 由于电流直接加在磁性隧道结上, 其很薄的绝缘层 (1–2 nm) 承受的电压接近其击穿电压, 给器件耐久性带来了挑战. 最近十几年来兴起的自旋轨道力矩效应 (spin-orbit torque, SOT, 图 1(e)), 电流通过重金属等自旋源材料而不是磁性隧道结, 这种三端器件有效规避了绝缘层击穿问题, 但临界翻转电流密度

高 ( $10^6$ – $10^7$  A/cm<sup>2</sup>) 是其进一步发展低能耗器件需要解决的难题<sup>[3]</sup>. 近期, 已经有研究利用拓扑材料<sup>[4–7]</sup>、反铁磁材料<sup>[8–10]</sup>、交错磁性材料<sup>[11]</sup>等新材料产生自旋流, 将其应用于磁性隧道结来降低临界翻转电流密度, 探索低能耗自旋存储器件.

利用电场, 而不是电流, 来调控磁性, 可以有效降低电流密度, 为发展低能耗自旋电子器件提供了一种有效的解决方案<sup>[12–14]</sup>. Wang 等<sup>[15]</sup>利用电压调控自由层的矫顽场和 Shiota 等<sup>[16]</sup>通过电压调控磁进动实现了对磁性隧道结的调控, 但这都需要一个外加磁场的辅助, 相关电压调控磁性隧道结的进展可以参看相关综述<sup>[17]</sup>. 另一方面, 近年来兴起的多铁性材料 (multiferroics)<sup>[18–20]</sup>, 能够利用铁磁、铁电、铁弹等多种铁性耦合, 实现磁场调控电极化或者电场调控磁性, 尤其是电场调控磁性在低能耗磁性器件方面的巨大应用前景, 得到了广泛关注. 如图 2(a) 所示<sup>[21]</sup>, 在多铁性材料上制备磁性隧道结, 通过对底部铁电层施加电场, 利用逆磁电耦合效应, 使上部磁性隧道结自由层磁矩翻转, 实现电场切换磁性隧道结中磁矩平行/反平行排列, 从而得到电场调控高/低电阻态, 完成电场驱动的信息写入. 在这种架构中, 电场施加在绝缘的铁电层上,

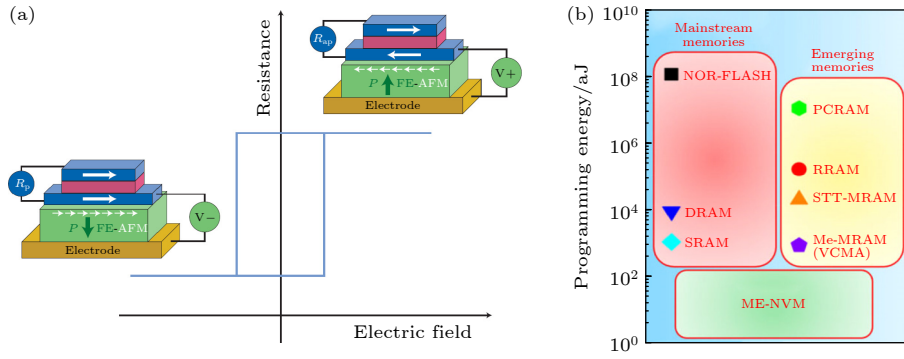


图 2 (a) 磁电存储原型器件<sup>[21]</sup>, 铁电材料和磁性隧道结相结合, 通过电场翻转自由层磁矩来调控磁性隧道结的电阻, 实现信息写入, 图中  $R_p$  和  $R_{ap}$  分别是磁性隧道结中磁矩平行态和反平行态的电阻, FE 为铁电, 绿色箭头表示其铁电极化  $P$  的方向, 界面处的箭头表示多铁材料界面磁矩方向; (b) 不同存储器的能耗对比<sup>[22]</sup>

Fig. 2. (a) Schematic of a magnetoelectric random access memory (MeRAMs) combining ferroelectric and a magnetic tunnel junction<sup>[21]</sup>. The resistance of the magnetic tunnel junction can be controlled by switching magnetization of the free layer through an electric field, thereby achieving information writing.  $R_p$  and  $R_{ap}$  represent the resistances of the magnetic tunnel junction with the parallel and antiparallel magnetization configurations, respectively. FE stands for ferroelectric, and the green arrows indicate the direction of its ferroelectric polarization  $P$ . The arrows at the interface show the direction of the magnetization at the interface of the multiferroics. (b) Energy consumption for various memories<sup>[22]</sup>.

产生的电流很小, 规避了自旋轨道力矩效应中临界翻转电流密度大的问题; 同时, 没有电流通过磁性隧道结, 还避免了自旋转移力矩效应的击穿问题. 图 2(b) 总结了不同存储器的能耗<sup>[22]</sup>, 可以看出结合多铁性材料和自旋电子器件构建的磁电存储器, 具有能耗低的优势, 为后摩尔时代新型存储器件提供了一个思路<sup>[1]</sup>. 因此, 本文主要介绍磁电耦合效应在电场调控磁性和磁性隧道结等方面的研究进展.

## 2 多铁性材料及多铁异质结构

### 2.1 多铁性材料

多铁性材料 (multiferroics) 是指同时具有两种或两种以上铁性 (如铁磁性、铁电性、铁弹性和铁涡性) 的材料<sup>[23]</sup>, 尤其是磁性和铁电性共存能够实现磁电耦合效应, 在低能耗多功能器件方面具有重要应用前景. 1959 年, Dzyaloshinskii 在理论上预言反铁磁  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  具有磁电耦合效应, 次年 Astrov 等在实验上得到了线性的电场调控磁性和磁场诱导极化<sup>[24,25]</sup>. 但是由于材料生长技术限制等原因, 此后几十年磁电耦合研究一直处于停滞状态. 进入 21 世纪, 超级计算机的进步使理论学家有足够的算力研究磁电耦合物理并设计新的多铁性材料; 另一方面, 脉冲激光沉积、分子束外延、磁控溅射等材料生长技术和超导量子干涉仪、低温输运等磁电表征技术的快速发展, 使实验学家能够制备

高质量样品并进行测量: 这为复兴磁电耦合效应研究提供了基础. 2003 年, 美国加州大学伯克利分校 Ramesh 教授研究组<sup>[26]</sup> 外延生长了  $\text{BiFeO}_3$  薄膜, 观察到了丰富的磁电耦合现象; 同时, 日本东京大学 Tokura 教授研究组<sup>[27]</sup> 在  $\text{TbMnO}_3$  单晶中发现了磁场对铁电极化的调控. 这些研究唤起了人们对于多铁性材料的研究兴趣, 推动了磁电耦合效应的研究热潮. 2007 年, *Science* 杂志<sup>[28]</sup> 总结了未来值得关注的七大研究热点, 多铁性材料名列其中. Ramesh 教授和 Tokura 教授由于多铁性材料的研究获得 2014 年汤森路透引文桂冠奖 (Thomson Reuters Citation Laureates). 在多铁性材料和磁电耦合的研究浪潮中, 以清华大学南策文院士等为代表的中国科学家也做出了突出贡献.

从对称性来看, 铁电性满足时间反演对称而空间反演对称破缺, 铁磁性是空间反演对称而时间反演对称破缺, 而多铁性材料则需要时间反演对称和空间反演对称同时破缺. Hill<sup>[29]</sup> 在 2000 年从理论上指出, 铁电性需要全空的原子 d 轨道, 而铁磁性则要求未满足的 d 轨道, 这种互斥导致单相多铁性材料的稀有性. 人们已经发现了多种单相多铁性的产生机制, 如离子复合、孤对电子、几何阻挫、非共线螺旋状自旋序、电荷有序等, 详细介绍可参看相关综述<sup>[18-20,30]</sup>. 单相多铁性材料的研究加深了人们对磁电耦合机制的理解, 但是目前单相多铁性材料种类少、磁电耦合效应较弱且工作温度远低于室温, 如何推进应用还需要进一步研究.

## 2.2 多铁异质结构

为了克服单相多铁性材料数量稀少、低温和磁电耦合效应弱的难题,人们把两种或两种以上铁性物质结合起来构成多铁异质结构<sup>[31,32]</sup>,简单来说,就是在铁电材料上生长磁性材料构建铁磁/铁电多铁异质结构,其结构简单,并且室温铁电材料和磁性材料种类丰富,便于依据应用需要设计多样化结构,为研究室温磁电耦合效应提供了广阔天地.磁电耦合效应的强弱可由磁电耦合系数表示,磁场对铁

电极化的调控可由正磁电耦合系数  $\alpha_H = \Delta P/\Delta H$  表示,其中  $P$  和  $H$  是铁电极化和磁场.反过来,逆磁电耦合系数  $\alpha_E = \Delta M/\Delta E$  代表电场调控磁性的难易程度,其中  $M$  和  $E$  分别是磁化强度和电场<sup>[31]</sup>.多铁异质结构可以通过界面电荷、交换偏置媒介、应变媒介等方式实现电场对磁性的调控.

在电场作用下,铁电材料会产生铁电极化,如图 3(a) 所示,在界面处会有电荷积累,这种电荷的积累或耗尽通过改变载流子浓度来改变磁性状

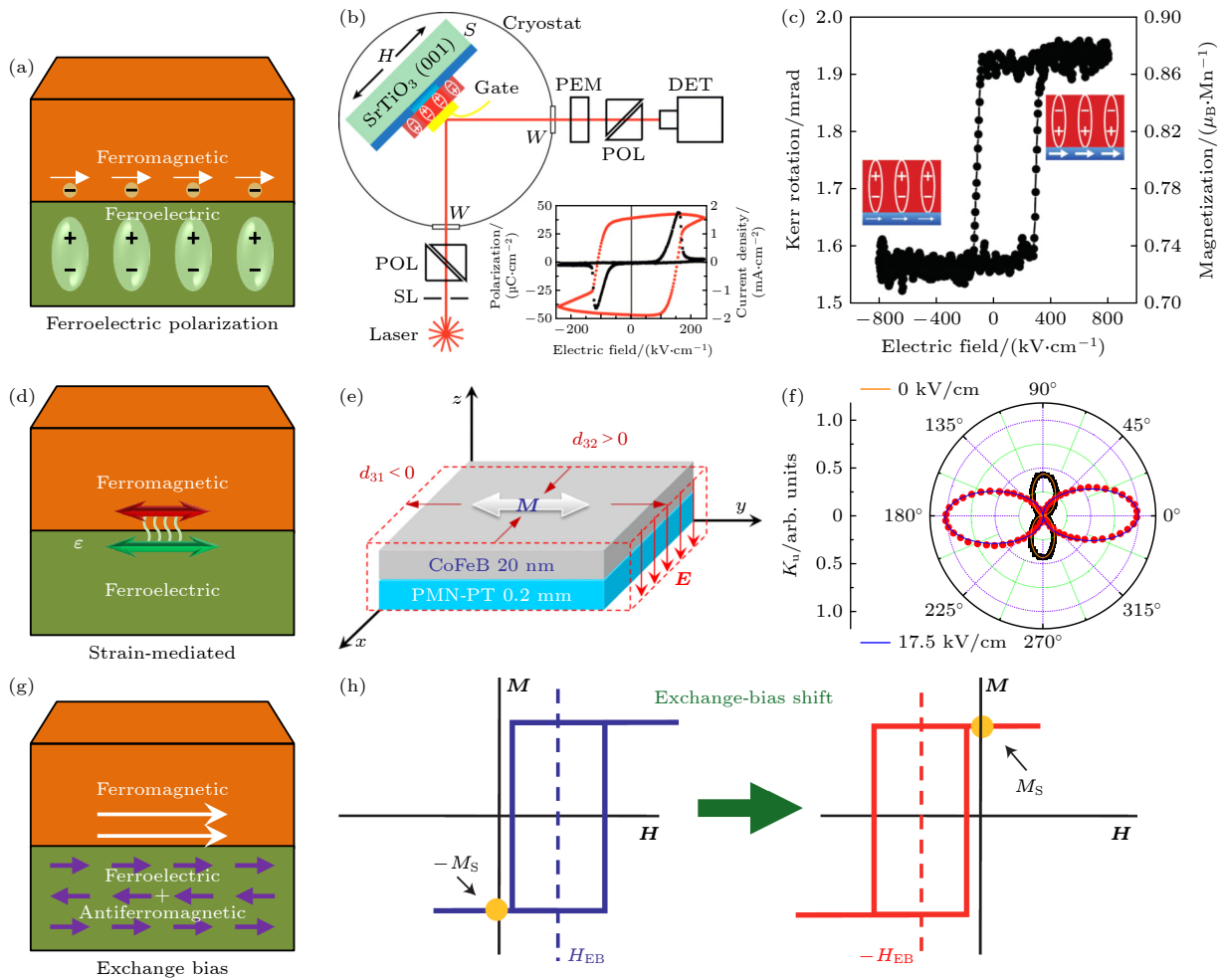


图 3 (a) 界面电荷调制磁电耦合效应; (b) PZT/LSMO 多铁异质结构及其测量示意图; (c) 铁电极化调控 LSMO 磁矩变化<sup>[34]</sup>; (d) 应变媒介磁电耦合效应; (e) 典型的 PMN-PT/CoFeB 多铁异质结构, PMN-PT 在电场作用下产生应变,从而调控 CoFeB 磁矩; (f) 电场驱动 CoFeB 磁易轴 90° 旋转<sup>[37]</sup>; (g) 交换偏置媒介磁电耦合效应; (h) 电场调控交换偏置 ( $H_{EB}$ ) 来实现对磁矩 ( $M$ ) 调控的原理图,当交换偏置为正时,磁矩为负(左侧);调控交换偏置为负时,磁矩为正(右侧),通过电场调控交换偏置可实现正负磁矩翻转<sup>[55]</sup>

Fig. 3. (a) Schematic of charge-mediated magnetoelectric coupling. (b) Schematic diagram of the PZT/LSMO multiferroic heterostructures and the measurement geometry. (c) Magnetization switching in LSMO induced by the ferroelectric polarization of the PZT<sup>[34]</sup>. (d) Schematic of strain-mediated magnetoelectric coupling. (e) A typical PMN-PT/CoFeB multiferroic heterostructure: Under the influence of an electric field, PMN-PT undergoes strain, thereby regulating the magnetization of the CoFe. (f) 90° rotation of the magnetic easy axis of CoFeB driven by electric fields<sup>[37]</sup>. (g) Exchange-mediated magnetoelectric coupling in ferromagnetic/single phase multiferroics. (h) Schematic for achieving magnetization switching through electric-field control of the exchange bias ( $H_{EB}$ ). The magnetization ( $M$ ) is negative for positive exchange bias (left), while is positive for negative exchange bias (right). Therefore, the positive and negative magnetization can be reversed by electrically controlling the exchange bias<sup>[55]</sup>.

态<sup>[33]</sup>. Molegraaf 等<sup>[34]</sup> 在铁电薄膜  $\text{PbZr}_{0.2}\text{Ti}_{0.8}\text{O}_3$  (PZT) 上生长了 4.0 nm 的  $\text{La}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{MnO}_3$  (LSMO) 薄膜 (图 3(b)), PZT 极化在界面处产生表面电荷, 被相同数量的相反符号的载流子所屏蔽, 从而改变了 LSMO 的有效掺杂, 用磁光克尔效应观察到了电场诱导 PZT 极化对其磁化状态的调控 (图 3(c)). Zhu 等<sup>[35]</sup> 在 PMN-PT 铁电单晶上生长了稀磁半导体  $\text{ZnO}:\text{Mn}$  薄膜, 其磁性和输运性质对载流子浓度很敏感, 电场调控界面电荷影响  $\text{ZnO}:\text{Mn}$  的载流子浓度, 得到了对其磁性的调控和两种电阻状态. 但在磁性金属中存在很强的屏蔽效应, 界面电荷的影响无法深入金属内部. 在 PMN-PT/Co 异质结构中, Heidler 等<sup>[36]</sup> 发现铁电极化会调制 3.5 nm Co 薄膜的磁性, 而对 6.3 nm 的 Co 薄膜磁性则没有影响.

铁电材料同时也是压电材料, 如图 3(d) 所示的铁磁/铁电多铁异质结构, 在电场作用下, 铁电材料由于逆压电效应产生应变 (图 3(e)); 应变进而传递到多铁异质结构中的铁磁层, 铁磁层由于逆磁致伸缩效应其磁化状态发生改变 (图 3(f)<sup>[37]</sup>): 这就是应变媒介的磁电耦合效应. 这种机制主要基于铁电体的逆压电效应和铁磁体的逆磁致伸缩效应, 其逆磁电耦合系数正比于逆压电系数和逆磁致伸缩系数<sup>[38]</sup>, 同时还与多铁异质结构的界面质量密切相关, 界面质量影响磁性层和铁电层的界面耦合强度, 进而会影响应变传递效率<sup>[32,38,39]</sup>. 当磁性层和铁电层完美结合, 其界面耦合系数为 1, 能够实现应变的高效传递而无明显损耗, 此时逆磁电耦合系数就取决于逆压电系数和逆磁致伸缩系数. 因此, 构建由磁致伸缩系数大的铁磁材料和压电系数大的铁电材料组成的多铁异质结构, 优化界面质量增大应变传递效率, 就有望得到大的逆磁电耦合系数, 从而实现电场对磁性的显著调控. 由于选材广泛、结构简单易于制备和室温电控磁效应, 人们制备了不同的铁磁/铁电多铁异质结构来研究应变媒介磁电耦合效应<sup>[40-45]</sup>. 基于磁电耦合效应, 多铁异质结构和磁性隧道结相结合, 有望发展低能耗电场驱动的磁电存储器件<sup>[46-48]</sup>. 此外, 多铁异质结构在磁性传感<sup>[49]</sup>、磁天线<sup>[50]</sup>、无线能量传输<sup>[51]</sup>、神经形态计算<sup>[52]</sup> 等领域都有重要的应用, 详细介绍可参看相关综述<sup>[39,53]</sup>.

由于铁电材料中电荷效应和应变共存, 二者都会对铁磁材料产生影响, 但二者的传递长度具有明

显差异. 应变可长程传递, 基于应变媒介机制的磁电耦合效应能够在几十纳米至微米尺度范围内发生作用, 然而界面电荷效应只局限于几个纳米<sup>[31]</sup>. 另外, 在铁电材料和铁磁材料之间插入很薄的金属层 (如 5 nm Cu), 界面电荷效应对磁性材料的影响就会消除<sup>[54]</sup>. 众所周知, 磁性隧道结生长核心结构之前需要多层金属缓冲层 (几十纳米), 此时界面电荷效应无法工作, 只有通过应变媒介磁电耦合才有可能实现对磁性隧道结的电场调控.

在铁磁/反铁磁结构中 (图 3(g)), 由于反铁磁的钉扎作用, 如图 3(h)<sup>[55]</sup> 所示, 铁磁材料的磁滞回线中心将偏离零磁场, 呈现交换偏置效应. 通过电场调控交换偏置使磁滞回线分开, 可以实现对磁性的完全调控. 为此, 将铁电和反铁磁共存的单相多铁性材料与铁磁薄膜构成多铁异质结构, 在  $\text{NiFe}/\text{YMnO}_3$ <sup>[56]</sup> 和  $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3/\text{BiFeO}_3$ <sup>[55,57]</sup> 中研究了低温下电场对交换偏置的调控, 在  $\text{Co}/\text{Pd}/\text{Cr}_2\text{O}_3$ <sup>[58]</sup> 中实现了室温交换偏置的电场调控, 但交换偏置的调控较小无法使磁滞回线完全分开. 另外, 交换偏置是铁磁和反铁磁的界面效应, 需要将单相多铁性材料和铁磁材料结合构成高质量界面, 对样品生长有较高要求. 传统铁磁/反铁磁交换偏置研究比较成熟, 已经应用于磁头读取等领域, 把铁磁/反铁磁交换偏置结构直接生长在铁电材料上<sup>[59-62]</sup>, 通过铁电应变来调控交换偏置, 弥补了单相多铁性材料稀少的不足, 为电场调控磁性提供了新的方法和思路. Chen 等<sup>[62]</sup> 将  $\text{CoFeB}/\text{IrMn}$  交换偏置体系生长在铁电材料 PMN-PT 上, 发现电场诱导的单轴磁各向异性会引起  $\text{CoFeB}/\text{IrMn}$  中单向磁各向异性和单轴磁各向异性的竞争, 通过系统研究不同电场下交换偏置的角度依赖行为, 得到了电场对交换偏置和磁化翻转的显著调控.

### 3 电场调控面内磁性隧道结

#### 3.1 基于磁矩 90° 旋转的电场调控磁性隧道结

在应变媒介磁电耦合效应中, 铁电应变能够使磁性层易轴旋转 90°<sup>[37]</sup>, 其磁矩也会有相应旋转. 基于这一性质, 人们在理论上研究了制备在铁电材料上的磁性隧道结<sup>[46-48]</sup>, 利用电场调控磁矩 90° 旋转, 就可以改变磁性隧道结中两个磁性层磁矩的相对取向 (图 4(a)), 从而对其磁电阻进行调控, 完成

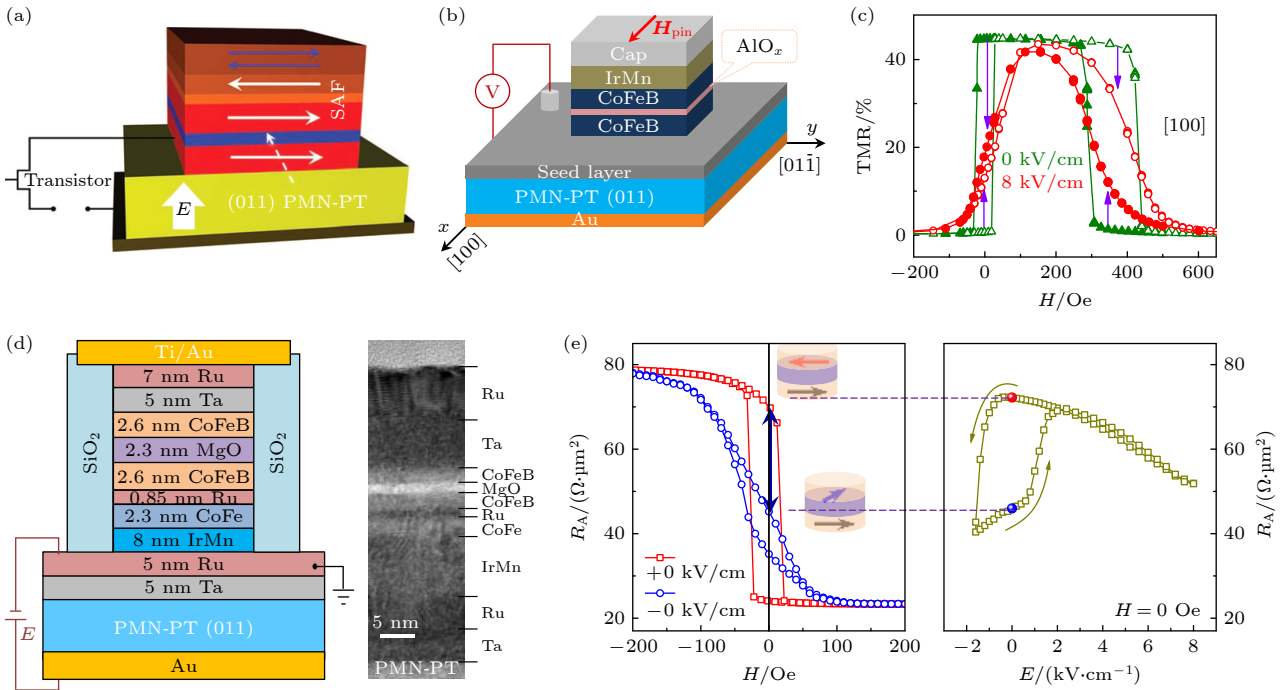


图 4 (a) 磁性隧道结/铁电基本存储单元示意图<sup>[46]</sup>; (b) 制备在铁电材料上的  $\text{AlO}_x$  磁性隧道结; (c) 不同电场下的隧道磁电阻曲线<sup>[63]</sup>; (d) 制备在铁电材料上 MgO 磁性隧道结; (e) 零磁场下电场非易失调控隧道结的电阻<sup>[64]</sup>

Fig. 4. (a) Schematic of magnetic tunnel junction/ferroelectric storage unit<sup>[46]</sup>; (b) an MTJ with  $\text{AlO}_x$  tunnel barrier fabrication on a ferroelectric substrate; (c) the tunnel magnetoresistance curves under different electric fields<sup>[63]</sup>; (d) an MTJ with MgO tunnel barrier fabrication on PMN-PT substrate; (e) nonvolatile electric-field modulation of the resistance in MTJ at zero magnetic field<sup>[64]</sup>.

存储信息的写入过程. 以磁性隧道结/铁电这种多铁异质结构作为基本存储单元的磁性随机存储器兼具高存储密度、高速度、低能耗等诸多优点<sup>[46]</sup>, 立刻引起了广泛关注. 但高质量磁性隧道结需要复杂的生长和制备过程, 相关的实验研究进展缓慢.

2014 年, Li 等<sup>[63]</sup> 率先在 PMN-PT 铁电衬底上, 制备核心结构为 IrMn/CoFeB/ $\text{AlO}_x$ /CoFeB 的磁性隧道结 (图 4(b)). 电场施加在绝缘的铁电衬底上, 有效解决了电流密度大的难题. 底层 CoFeB 被反铁磁层 IrMn 钉扎, 其磁矩在零磁场下不受电场影响而保持不变. 通过应变媒介磁电耦合, 使下部自由层 CoFeB 磁矩旋转  $90^\circ$ , 如图 4(c) 所示, 磁电阻曲线在电场作用下由方形逐渐倾斜, 从而首次实现了室温、零磁场下电场对隧道磁电阻的易失性可逆调控.

以 MgO 为势垒层的磁性隧道结, 是目前商用磁性存储器的核心单元, 对生长工艺和器件加工要求更高. Zhao 等<sup>[64]</sup> 将 CoFeB/MgO/CoFeB 磁性隧道结制备在 PMN-PT 上, 同样得到了电场对磁性隧道结的易失性调控. 然而磁性随机存储器的优势之一是非易失性, 因此电场对磁性隧道结的非易失性存储就很关键. Chen 等<sup>[65]</sup> 将基于 MgO 的、隧道磁电阻高达 235% 的高质量磁性隧道结, 成功

制备在 PMN-PT 上 (图 4(d)). 通过双极性不对称电场 ( $-1.6$ — $8$  kV/cm), 驱动铁电功能畴翻转, 获得了非易失应变<sup>[66]</sup>, 如图 4(e) 所示, 进而调控自由层磁矩非易失旋转  $90^\circ$ , 最终实现了室温、零磁场下电场对隧道磁电阻的非易失、可逆的显著调控, 调控量达 55%, 证明了电写、磁读的新型低能耗磁电存储器的可行性.

### 3.2 电场驱动磁性隧道结的完全调控

相比于磁矩旋转  $90^\circ$ , 自由层磁矩  $180^\circ$  翻转可使磁性隧道结中磁矩在平行态和反平行态之间切换, 得到更显著的磁电阻调控效果, 更有利于信息读取的实际应用. 但由于电场不能打破时间反演对称性, 理论上电场调控磁矩翻转不能超过  $90^\circ$ <sup>[31]</sup>. 如何利用磁电耦合调控磁化翻转, 进而更高效地调控隧道磁电阻是一个挑战性难题.

Heron 等<sup>[67]</sup> 将单相多铁性材料和铁磁材料相结合, 制备了  $\text{BiFeO}_3$  (100 nm)/CoFe (2.5 nm) (图 5(a)), 对  $\text{BiFeO}_3$  薄膜垂直加电压, 诱发  $\text{BiFeO}_3$  铁电畴  $71^\circ$  和  $109^\circ$  两次极化翻转<sup>[68]</sup>, 由于  $\text{BiFeO}_3$  和 CoFe 界面耦合, CoFe 磁矩发生相应的变化而导致  $180^\circ$  翻转. 如图 5(b) 所示, X 射线磁圆二色性

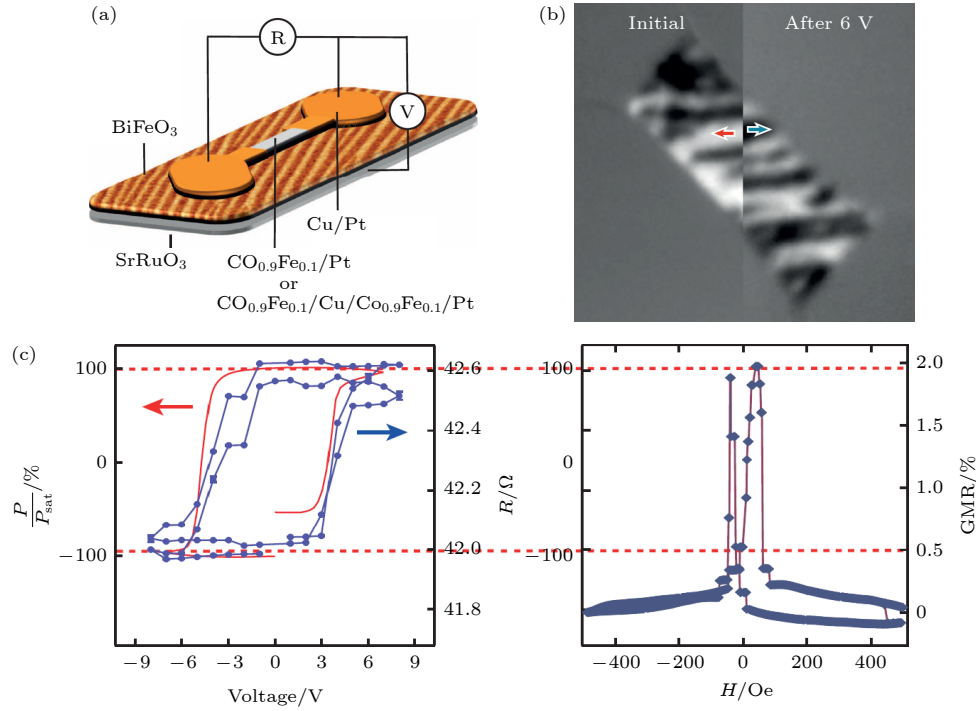


图 5 (a) CoFe/BiFeO<sub>3</sub> 样品结构示意图; (b) XMCD-PEEM 测量表明电场调控 CoFe 磁矩 180° 翻转; (c) 电场对巨磁电阻的完全调控<sup>[67]</sup>

Fig. 5. (a) Schematic of the CoFe/BiFeO<sub>3</sub> sample structure; (b) 180° magnetization switching in CoFe observed by XMCD-PEEM; (c) full switching of giant magnetoresistance by the electric field due to 180° magnetization switching<sup>[67]</sup>.

光电发射电子显微镜 (X-ray magnetic circular dichroism photoemission electron microscopy, XMCD-PEEM) 测量显示, 加电压驱动了 CoFe 磁矩翻转 180°。进一步, 在 BiFeO<sub>3</sub> 上生长 CoFe/Cu/CoFe 自旋阀结构, 由于界面效应, 电压只翻转邻近 BiFeO<sub>3</sub> 的 CoFe 磁矩而不影响另一层 CoFe 磁矩, 从而使自旋阀中磁矩在平行态和反平行态翻转, 得到了对巨磁电阻的完全电调控 (图 5(c)), 这是电场调控磁性研究的一个重要进展。值得注意的是, Heron 等<sup>[67]</sup> 指出在反复加电压过程中, 氧化物 BiFeO<sub>3</sub> 的氧离子迁移会不可逆转地氧化铁磁层 CoFe, 破坏界面耦合, 导致自旋阀结构反复加电压很难超过 3 个周期, 这对器件耐久性提出了挑战。Zhang 等<sup>[69]</sup> 研究了退火温度和铁电极化状态对 CoFeB/BiFeO<sub>3</sub> 界面的影响。但是 BiFeO<sub>3</sub> 的界面耦合如何与磁性隧道结相结合并稳定可靠的调控还是一个有待解决的问题。

在应变媒介磁电耦合中, 由于单次电场翻转磁矩不能超过 90° 的理论限制<sup>[31]</sup>, 为获得 180° 磁矩翻转就需要引入其他作用来打破对称性。理论研究中设计磁性层的形状获得双轴磁各向异性<sup>[70,71]</sup>, 通过有序施加张应变和压应变, 可使磁矩连续的单向旋

转, 经过多次旋转“接力”, 能够实现 180° 翻转。理论上研究了不同方向的多个应变<sup>[72,73]</sup>, 通过多应变协同作用驱动磁矩连续旋转, 为电场调控 180° 磁矩翻转提供了方案。Biswas 等<sup>[74]</sup> 制备了 Co 纳米磁体, 通过两个方向应变的共同作用, 使 Co 磁矩发生两次旋转, 通过磁力显微镜观察到部分 Co 纳米磁体的磁矩发生了 180° 翻转。进一步, Chen 等<sup>[75]</sup> 利用铁电材料上电极对产生局域应变的方法, 在 PMN-PT 上设计两对不同方向的电极对 (图 6(a)), 对电极对施加电压可产生多重应变, 能够调控磁性隧道结自由层的磁各向异性, 使其磁易轴连续旋转。如图 6(b) 所示, 对两对电极对施加有序电压, 在其协同作用下, 自由层磁矩经过单方向连续 4 次 45° 旋转得到了 180° 翻转, 从而使磁性隧道结中磁矩在平行态和反平行态之间可逆切换, 实现了零磁场下纯电压对磁性隧道结高/低电阻态的完全调控 (图 6(c))。

上述方法施加电场程序复杂, 不利于高密度存储器件的开发应用。在铁磁/铁电多铁异质结构中, 对于单层铁磁层, 在应变作用下, 其磁易轴旋转 90°, 而其磁矩无法确定性旋转。而在磁性隧道结/铁电结构中 (图 7(a)), 有两层磁性层, 两层磁性层

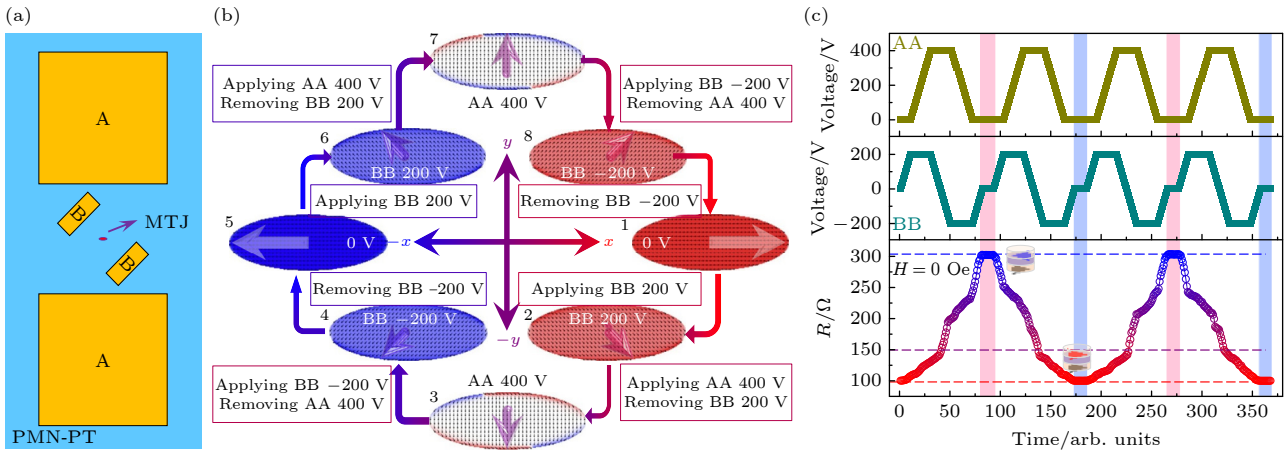


图 6 (a) 具有两对电极对的样品结构图, 磁性隧道结放置在电极对中心位置; (b) 对 AA 和 BB 电极对施加有序电压驱动自由层磁矩有序旋转, 经过 4 次  $45^\circ$  旋转实现  $180^\circ$  磁矩翻转; (c) 两对电极对协同作用对磁性隧道结高/低电阻态的可逆调控<sup>[75]</sup>

Fig. 6. (a) Schematic top view of the sample structure with two pairs of AA and BB electrodes. An MTJ device was placed at the center of two electrode pairs. (b) Rotating magnetization of the free layer by applying ordered voltages to the AA and BB electrode pairs. After four  $45^\circ$  rotations, a  $180^\circ$  magnetization switching is achieved. (c) Cooperative action of the two electrode pairs enables reversible control of the high/low-resistance states of the magnetic tunnel junction<sup>[75]</sup>.

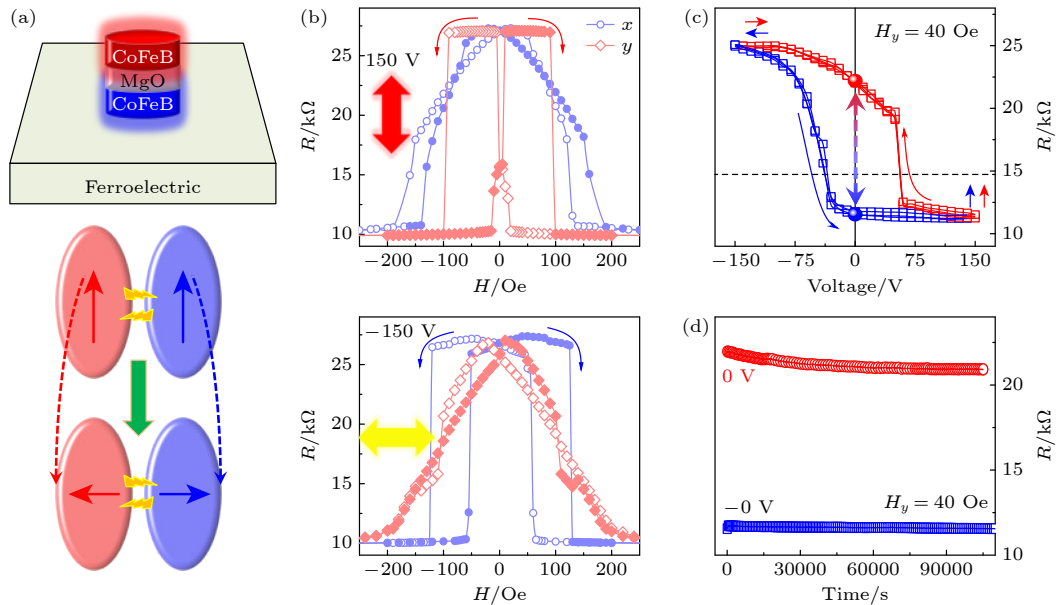


图 7 (a) 在磁偶极耦合磁体中通过两次相反的  $90^\circ$  旋转实现  $180^\circ$  磁化翻转, 当磁易轴从  $y$  轴旋转至  $x$  轴时, 因为两个磁体之间的偶极相互作用倾向于使磁化呈反平行状态, 两个磁偶极耦合磁体的磁化会如虚线所示沿着相反的方向旋转至  $x$  轴, 形成反平行排列; (b) 在  $\pm 150$  V 电压下沿  $x$  轴和  $y$  轴测量的 TMR 曲线, 磁易轴具有不同的方向; (c) 在 40 Oe 磁场辅助下, 电压对磁性隧道结电阻的非易失性调控; (d) 稳定的电压翻转高/低电阻态<sup>[77]</sup>

Fig. 7. (a)  $180^\circ$  magnetization switching in dipole-coupled magnets accomplished by two opposite  $90^\circ$  rotations. When rotating the magnetic easy axis from the  $y$ - to the  $x$ -axis, the parallel magnetization of the two dipole coupled magnets reorient to the  $x$ -axis with opposite paths because dipole interaction between the two magnets favors the antiparallel configuration of the magnetization, as illustrated by the dashed lines leading to an antiparallel configuration. (b) TMR curves measured along the  $x$  and the  $y$  axes under  $\pm 150$  V with different orientations of the magnetic easy axes. (c) Nonvolatile voltage-driven resistance switching of the MTJ assisted by a magnetic field of 40 Oe. (d) Stable high/low resistances driven by voltages<sup>[77]</sup>.

之间具有磁偶极相互作用<sup>[76]</sup>, 促使磁矩反平行排列. 如图 7(b) 所示, 当磁易轴旋转  $90^\circ$  时, 磁偶极相互作用将使两个磁矩分别反方向转动  $90^\circ$ , 形成反平行排列, 这样利用具有磁偶极相互作用的两个

磁矩, 可实现平行和反平行的翻转. Chen 等<sup>[77]</sup> 在 PMN-PT 铁电衬底上制备了 CoFeB/MgO/CoFeB 的磁性隧道结, 在  $\pm 150$  V 电压下产生正负应变, 使 CoFeB 磁易轴分别沿  $y$  轴和  $x$  轴, 如图 7(c) 所

示,两个方向的磁电阻曲线在不同电压下发生明显变化.进一步,在 40 Oe 磁场辅助下,基于磁偶极相互作用,得到了电压驱动磁性隧道结中高/低电阻态的稳定的调控(图 7(d), (e)).值得注意的是,这种调控只需要施加一次电压,相比多应变方式更加简单.

综上所述,基于多铁异质结构,电场已经能够有效调控面内磁各向异性,并进一步用于调控磁性隧道结,演示了磁电耦合在自旋电子器件方面的应用前景.但目前相关研究主要基于铁电单晶材料,注重磁电耦合机制及原型器件机理,相关器件的制备与目前半导体工艺还不兼容.如何发展基于铁电薄膜的多铁异质结构,研发与半导体工艺相兼容的磁电耦合器件,是推进多铁异质结构走向市场应用的关键.

## 4 电场调控垂直磁化和垂直磁性隧道结

相比于面内磁各向异性材料,垂直磁各向异性材料的磁化方向垂直于薄膜平面,允许更小尺寸的存储单元,且相邻比特之间的磁干扰更小,适合高密度存储.由于垂直磁各向异性在高密度存储、高稳定性等方面显著优于面内磁各向异性,已成为现代磁性存储器的主流技术方向.基于电流驱动的自旋转移力矩和自旋轨道力矩已经用于调控垂直磁各向异性材料,但所需电流密度较大,而发展垂直磁各向异性的电场调控为低能耗自旋电子器件提供了方案.

### 4.1 电场调控垂直磁各向异性

作为电场调控磁性的一种有效手段,多铁异质结构也开始转向对垂直磁各向异性材料的调控.早期工作在铁电衬底上研究了具有体垂直磁各向异性的 CoPd 合金薄膜<sup>[78,79]</sup>,由于 CoPd 合金具有较大的磁致伸缩系数,观察到了较大的磁电耦合效应.在多铁异质结构中,人们研究了不同的垂直各向异性体系,包括具有体垂直磁各向异性的 CoPt 合金薄膜<sup>[80]</sup>、FePt 合金薄膜<sup>[81]</sup>、GdFe 薄膜<sup>[82]</sup>和 Ni 薄膜<sup>[83,84]</sup>等以及具有界面垂直磁各向异性的 Co/Pt 多层膜<sup>[85-87]</sup>、Cu/Ni 多层膜<sup>[88]</sup>、Co/Ni 多层膜<sup>[89]</sup>和 Ta/CoFeB/MgO<sup>[90]</sup>等.在这些多铁异质结构的电场调控中,大多数为电场减弱垂直磁各向

异性,而有些则是电场增强垂直磁各向异性.进一步分析可以得到,电场会降低具有负磁致伸缩系数的磁性材料的垂直磁各向异性,例如 CoPd 合金<sup>[78]</sup>、CoPt 合金<sup>[80]</sup>、FePt 合金<sup>[81]</sup>、Ni 薄膜<sup>[83,84]</sup>、Co/Pt 多层膜<sup>[85-87]</sup>、Co/Ni 多层膜<sup>[89]</sup>.相反,在具有正磁致伸缩系数的磁性材料中,如 GdFe 薄膜<sup>[82]</sup>和 Ta/CoFeB/MgO<sup>[90]</sup>,则观察到了电场对垂直磁各向异性的增强.这表明,电场增强或减弱垂直各向异性与其源于体或界面无关,而和磁性材料的磁致伸缩系数密切相关.应变诱导的磁弹能为  $K_z = \frac{3}{2}\lambda Y \varepsilon_z$ ,式中  $\lambda$  和  $Y$  分别是磁性材料的磁致伸缩系数和杨氏模量, $\varepsilon_z$  为  $z$  方向的应变.铁电衬底沿  $z$  轴的应变为  $\varepsilon_z = d_{33}E$ ,式中  $d_{33}$  为铁电衬底的压电系数, $E$  是施加的电场.通常  $d_{33}$  为正<sup>[91]</sup>,从而产生张应变.考虑到  $\varepsilon_z$  和  $Y$  均为正值, $K_z$  的增强或减弱由  $\lambda$  决定:当  $\lambda$  为负时, $K_z$  为负,表明电场减弱垂直磁各向异性;当  $\lambda$  为正时,由于  $K_z$  为正,垂直磁各向异性增强.

Co/Pt 多层膜是具有垂直各向异性的典型薄膜结构,Sun 等<sup>[87]</sup>和 Peng 等<sup>[85]</sup>分别在 (Co/Pt)<sub>3</sub>/PMN-PT 多铁异质结构中,通过铁磁共振研究了电场对自旋重取向的调控行为,发现应变调制 Co/Pt 界面的轨道杂化减弱了界面垂直磁各向异性.由于 (Co/Pt)<sub>3</sub> 多层膜中存在多个界面,因此很难明确电场如何影响每个界面.垂直磁化的 Pt/Co/Ta 超薄薄膜结构简单,仅由两个 Pt/Co 和 Co/Ta 界面,易于研究电场对界面垂直磁各向异性的调控.因此,Chen 等<sup>[92]</sup>在 PMN-PT 铁电衬底上沉积了 Pt/Co/Ta 薄膜(图 8(a)),如图 8(b)所示,电场对垂直磁化具有显著调控,逐渐增大电场,反常霍尔曲线逐渐变得倾斜,表明电场减弱了垂直磁各向异性.进一步分析得到,零磁场下逆磁电耦合系数可至  $-0.9 \times 10^{-6}$  s/m,在  $H_z = -20$  Oe 时可达  $-2.1 \times 10^{-6}$  s/m,这与面内磁化多铁性异质结构中的磁电耦合系数相当(图 8(c)).为了揭示这种巨大的磁电耦合效应,通过原位电场下 X 射线反射 (X-ray reflectivity, XRR) 研究了电场诱导的应变对 Pt/Co/Ta 薄膜界面的影响.如图 8(d)所示,在 5—10 kV/cm 的电场时,Pt/Co 和 Co/Ta 界面的粗糙度有明显变化,而这与图 8(c)中显著的磁电耦合密切相关,这表明电场诱导的界面粗糙度对调控垂直磁各向异性有重要作用.

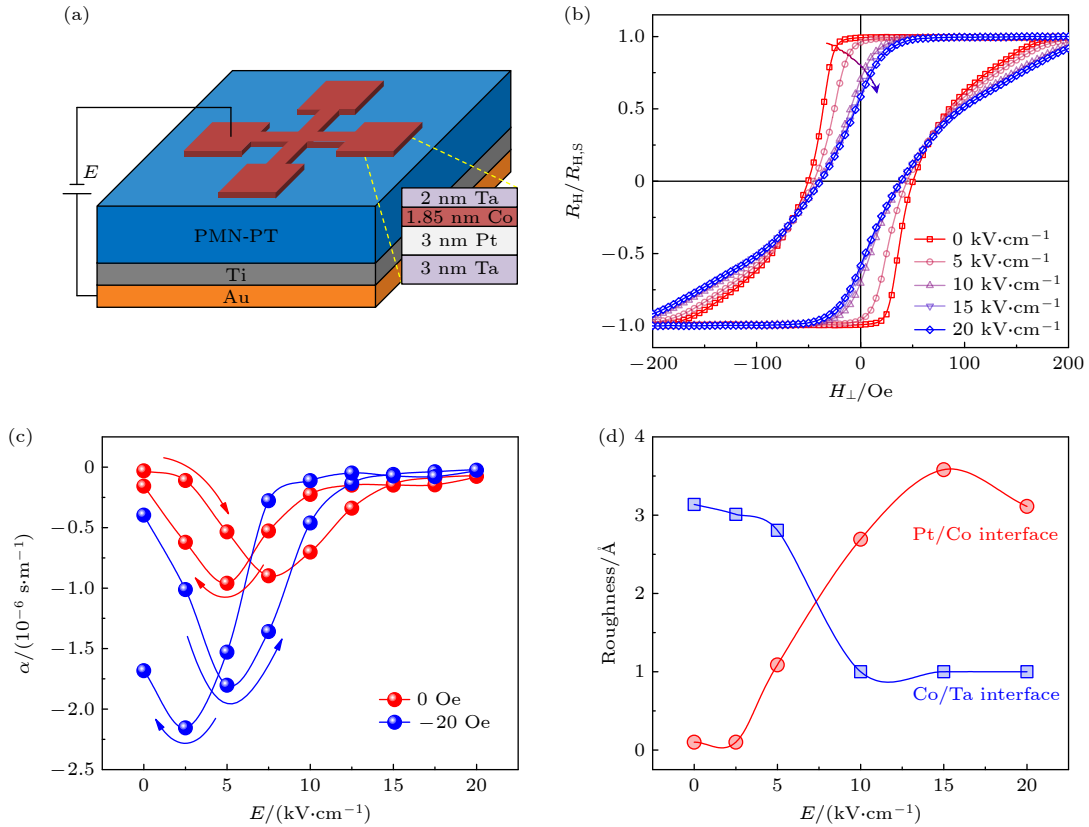


图 8 (a) PMN-PT/Pt/Co/Ta 的结构示意图; (b) 不同电场下的反常霍尔曲线; (c) 在  $H_z = -20$  Oe 和 0 Oe 时的逆磁电耦合系数; (d) 电场对 Pt/Co 和 Co/Ta 界面粗糙度的影响<sup>[92]</sup>

Fig. 8. (a) Schematic of the PMN-PT/Pt/Co/Ta structure; (b) anomalous Hall curves measured with various electric fields; (c) converse magnetoelectric coefficient at  $H_z = -20$  Oe and 0 Oe; (d) dependence of Pt/Co and Co/Ta interface roughness on electric field<sup>[92]</sup>.

## 4.2 电场调控亚铁磁性

稀土-过渡金属亚铁磁材料 (rare earth-transition metal, RE-TM, ferrimagnets) 具有稀土和过渡金属两个磁性子晶格, 二者反平行排列, 通常具有体垂直磁各向异性. 两个磁性子晶格的磁矩不同且随温度的变化不同, 二者决定亚铁磁材料的净磁矩. 在补偿温度时, 两个子晶格磁矩相同, 由于二者磁矩方向相反互相抵消, 亚铁磁的净磁矩为零. 在高于或低于补偿温度时, 两个磁性子晶格分别占主导, 且平行于外磁场. 利用电压驱动离子迁移, Huang 等<sup>[93]</sup> 调控了亚铁磁 GdCo 的补偿温度, 翻转了过渡金属子晶格的磁矩, 这为电调控磁性磁化提供了新思路. 如图 9(a) 所示, 在补偿温度以上, 过渡金属磁矩占主导与外磁场一致; 当电场调控补偿温度后, 温度低于补偿温度, 此时稀土磁矩占主导与外磁场一致: 由于外磁场方向不变, 过渡金属磁矩发生  $180^\circ$  翻转, 这样就得到了电场调控垂直磁矩. 有鉴于此, Wang 等<sup>[94]</sup> 在 GdFeCo/PMN-PT 中, 电场调控补偿温度变化 17 K; Liu 等<sup>[95]</sup> 在

CoGd/Pb(Zr<sub>0.2</sub>Ti<sub>0.8</sub>)O<sub>3</sub> 多铁异质结构中, 通过铁电极化调控 CoGd 改变了其补偿温度. Tang 等<sup>[96]</sup> 制备了 FeTb/PMN-PT 异质结构, 其补偿温度在室温 (图 9(b)), 如图 9(c) 所示, 在铁电 PMN-PT 上施加电压改变了反常霍尔曲线的极性, 表明其补偿温度发生了变化, 在 4 T 外加磁场下, 得到了电场翻转 Fe 子晶格磁矩. 进一步, Li 等<sup>[97]</sup> 通过 Mn 掺杂减小 GdFe 合金的矫顽场, 制备了 Gd<sub>21</sub>Fe<sub>69</sub>Mn<sub>10</sub>/PMN-PT 多铁异质结构, 在 30 Oe 外加磁场辅助下实现了电场翻转 Fe 子晶格磁矩.

## 4.3 垂直磁性隧道结的电场调控

垂直磁性隧道结作为高密度磁性存储的基本单元, 其电场调控也是发展低能耗信息存储的重要方向. Sun 等<sup>[98]</sup> 在 PMN-PT (011) 铁电衬底上制备了自由层为倾斜态的垂直磁性隧道结 (图 10(a)), 通过对衬底施加电场, 诱导 PMN-PT 发生菱方相到正交相的铁电相变, 产生非易失性应变. 应变改变自由层的磁各向异性, 调控其磁矩的倾斜角度

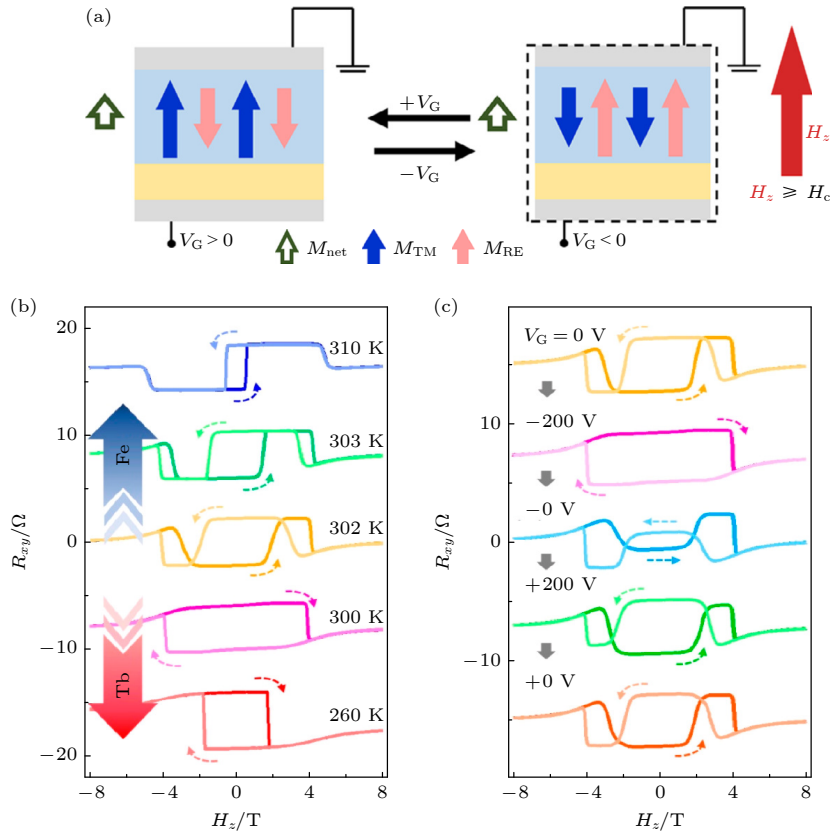


图 9 (a) 调控亚铁磁补偿温度来翻转子晶格磁矩的原理图<sup>[97]</sup>; (b) 不同温度下 FeTb 的反常霍尔曲线, 反常霍尔曲线极性在补偿温度附近发生转变; (c) 302 K 下电压调控反常霍尔曲线极性<sup>[96]</sup>

Fig. 9. (a) Mechanism of electric-field controlled magnetization switching through modulating compensation temperature of the ferromagnetic materials<sup>[97]</sup>; (b) anomalous Hall curves of FeTb at various temperatures, whose polarity switches near the compensation temperature; (c) anomalous Hall curves with various voltages at 302 K<sup>[96]</sup>.

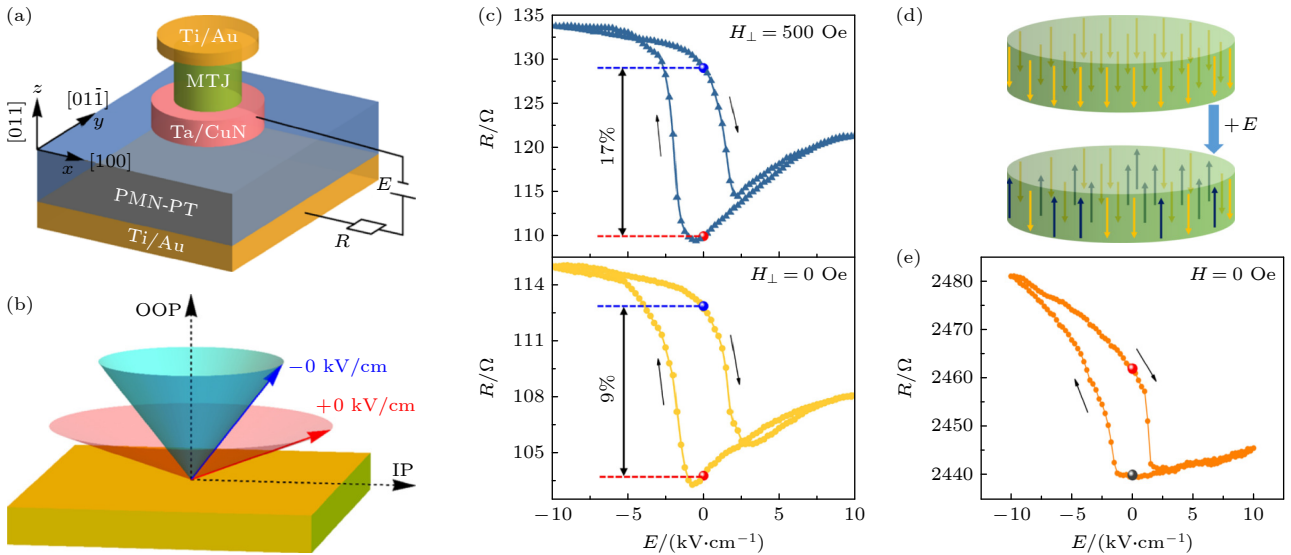


图 10 (a) 在 PMN-PT 上制备的垂直磁性隧道结; (b) 电场调控自由层磁矩倾斜角示意图; (c) 不同磁场下电场对隧道磁电阻的调控<sup>[98]</sup>; (d) 电场诱导自由层反向磁畴产生; (e) 零磁场下隧道磁电阻的电场调控<sup>[99]</sup>

Fig. 10. (a) Perpendicular MTJ fabrication on a ferroelectric substrate; (b) schematic of electric-field control of easy-cone state of the free layer; (c) the regulation of tunnel magnetoresistance by electric field under different magnetic fields<sup>[98]</sup>; (d) generation of reversed magnetic domains in the free layer induced by electric field; (e) electric field regulation of tunnel magnetoresistance at zero magnetic field<sup>[99]</sup>.

(图 10(b)), 从而得到自由层磁矩和钉扎层磁矩的不同夹角状态, 如图 10(c) 所示, 实现了室温下非易失、可回复的电场调控磁性隧道结的电阻. Zhang 等<sup>[99]</sup> 在 PMN-PT (001) 铁电衬底上制备了垂直磁性隧道结, 发现电场导致的应变诱导了自由层反向磁畴的产生, 如图 10(d) 所示, 由单畴态转化为多畴态. 自由层磁畴状态的改变引发了磁性隧道结的电阻变化, 得到了室温零磁场下可逆的非易失性调控, 调控量为  $22 \Omega$ . 电场调控垂直磁性隧道结的研究还处于起步阶段, 目前虽然调控还不显著, 但为发展低能耗电场驱动的自旋电子器件提供了思路.

综上所述, 基于多铁异质结构的电场调控垂直磁各向异性研究, 由于电场不能打破时间反演对称性的限制, 对于垂直磁化的调控目前仅限于将其翻转为面内, 而无法得到垂直磁化的确定性  $180^\circ$  翻转. 为了实现这一目标, 还需要类似面内磁各向异性, 引入其他辅助因素, 例如亚铁磁性就提供了可能, 但还需研究如何在零磁场下实现电场对亚铁磁子晶格磁矩的翻转.

## 5 总结和展望

多铁性材料和磁电耦合研究, 经过最近十几年的发展, 已经取得了丰硕的成果. 随着自旋电子学和新材料的发展, 基于多铁异质结构的磁电耦合效应, 也面临着新的挑战和机遇.

1) 传统的铁磁/铁电异质结构中电场调控磁性的机制相对成熟, 需要探索新的应用场景和磁电耦合新机制, 如结合二维材料、拓扑磁结构等. 随着二维磁性材料和二维铁电材料的深入研究, 寻找二维本征多铁性材料<sup>[100,101]</sup> 也受到了关注, 同时, 二维磁性/二维铁电构成的多铁异质结构<sup>[102,103]</sup> 也丰富了磁电耦合效应的研究. 基于二维材料的多铁性材料和多铁异质结构, 为探索新型磁电耦合效应提供了契机. 但不同于单晶或薄膜材料, 二维材料的超薄特性为磁性和铁电性以及磁电耦合效应的表征也提出了新的挑战. 斯格明子等拓扑磁结构<sup>[104,105]</sup> 是自旋电子学的重要研究内容, 基于斯格明子的磁性隧道结<sup>[106-109]</sup> 为磁性存储和逻辑器件提供了途径, 同时多铁异质结构和斯格明子的结合为低能耗调控斯格明子提供了新的方法<sup>[110,111]</sup>. 斯格明子的原位产生和消除还是一个难题, 而这对于斯格明子磁性隧道结中自由层的信息写入非常重要, 能否利

用电场来精确调控斯格明子的产生和消除是低能耗磁性器件的重要方向.

2) 多铁异质结构传统上主要将铁电材料和铁磁材料相结合, 随着亚铁磁和反铁磁材料研究的兴起, 将其与铁电材料相结合来拓展多铁异质结构研究范畴, 有助于发展新的低能耗自旋电子器件. 电场调控亚铁磁性材料的补偿温度, 为垂直磁化的高效调控提供了方向. 目前已经实现亚铁磁材料补偿温度的电场调控, 但还需外加磁场辅助来实现电场翻转子晶格磁矩. 优化样品结构, 实现零磁场下的电场翻转子晶格磁矩, 将是接下来的研究目标. 传统磁性隧道结以 CoFeB 为磁性自由层, 通过结构设计将亚铁磁材料与 CoFeB 耦合形成亚铁磁磁性隧道结, 有望利用电场翻转亚铁磁子晶格磁矩实现对磁性隧道结电阻的完全调控. 反铁磁材料没有净磁矩, 对外磁场不敏感, 抗干扰能力强, 并且能够超快翻转用于太赫兹自旋电子器件, 调控反铁磁性已成为磁学研究的一个重要方向. 铁电应变作为有效的调控手段, 已经用于对反铁磁材料的调控<sup>[112,113]</sup>; 同时, 反铁磁磁性隧道结也得到了实验证实<sup>[114,115]</sup>. 如何将多铁异质结构和反铁磁材料相结合, 实现电场对反铁磁性和反铁磁磁性隧道结的高效调控, 还需要进一步研究.

3) 多铁异质结构目前大多利用 PMN-PT 等铁电单晶衬底, 主要关注电场调控磁性的机理研究, 为接近实际应用, 还需要开展基于铁电薄膜的低工作电压的多铁异质结构研究. 最近兴起的自支撑 (freestanding) 单晶铁电薄膜能够从衬底上剥离以摆脱其钳制作用, 进而转移到 Si 等诸多衬底上, 得到与铁电单晶可比拟的大的压电系数<sup>[116-118]</sup>, 并且在自支撑 PMN-PT 铁电薄膜和磁性薄膜组成的多铁异质结构中发现了显著的磁电耦合现象<sup>[119]</sup>. 压电性能优异的自支撑铁电薄膜为研究低电压调控自旋电子器件提供了广阔空间, 这将进一步促进自旋电子学和多铁性材料的融合并推动其走向实际应用. 但均匀、大尺寸、高质量晶体结构的自支撑铁电薄膜还难以制备, 同时在转移过程中由于界面污染、界面气泡以及应力引起的变形等原因会产生褶皱、裂缝以及基底材料残留, 这些都会影响铁电薄膜性能<sup>[120,121]</sup>. 目前自支撑铁电薄膜主要基于铁电/铁磁异质结构<sup>[122,123]</sup>, 如何进一步通过复杂的微纳加工工艺集成磁性隧道结等自旋电子器件是需要解决的难题.

## 参考文献

- [1] Manipatruni S, Nikonov D E, Young I A 2018 *Nat. Phys.* **14** 338
- [2] Guo Z X, Yin J L, Bai Y, Zhu D Q, Shi K W, Wang G F, Cao K H, Zhao W S 2021 *Proc. IEEE* **109** 1398
- [3] Song C, Zhang R Q, Liao L Y, Zhou Y J, Zhou X F, Chen R Y, You Y F, Chen X Z, Pan F 2021 *Prog. Mater. Sci.* **118** 100761
- [4] Zhang X, Chen A T, Zhang Y F, Zeng Z Z, Guo Y Q, Zheng D X, Cui B S, Wu C W, Song W J, Yang S, Luo Z J, Li J F, Gubbiotti G, Han X F, Zhao J K, Yan P, Kou X F, Zhang X X, Wu H 2025 *Adv. Electron. Mater.* **11** 2500022
- [5] Cui B S, Chen A T, Zhang X, Fang B, Zeng Z Z, Zhang P, Zhang J, He W Q, Yu G Q, Yan P, Han X F, Wang K L, Zhang X X, Wu H 2023 *Adv. Mater.* **35** 2302350
- [6] Wu H, Chen A T, Zhang P, He H R, Nance J, Guo C Y, Sasaki J, Shirokura T, Hai P N, Fang B, Razavi S A, Wong K, Wen Y, Ma Y C, Yu G Q, Carman G P, Han X F, Zhang X X, Wang K L 2021 *Nat. Commun.* **12** 6251
- [7] Zhang K W, Wu Y H, Song J Y, Guo Y T, Cai X L, Cheng L, Zheng D X, Chen A T, Li P, Zhang X X 2025 *Adv. Electron. Mater.* **11** 2400820
- [8] Liang S X, Chen A T, Han L, Bai H, Chen C, Huang L, Ma M Y, Pan F, Zhang X X, Song C 2025 *Adv. Funct. Mater.* **35** 2417731
- [9] Du A, Zhu D Q, Cao K H, Zhang Z Z, Guo Z X, Shi K W, Xiong D R, Xiao R, Cai W L, Yin J L, Lu S Y, Zhang C, Zhang Y, Luo S J, Fert A, Zhao W S 2023 *Nat. Electron.* **6** 425
- [10] Fang B, San Jose L S T, Chen A T, Li Y, Zheng D X, Ma Y C, Algaidi H, Liu K, Finocchio G, Zhang X X 2022 *Adv. Funct. Mater.* **32** 2112406
- [11] Bai H, Liang S X, Chen A T, Li J H, Han L, Zhang Y C, Zhu W X, Yu G Q, Han X F, Wang L, Wang Y Y, Pan F, Zhang X X, Song C 2025 *Phys. Rev. Appl.* **24** 014003
- [12] Fert A, Ramesh R, Garcia V, Casanova F, Bibes M 2024 *Rev. Mod. Phys.* **96** 015005
- [13] Song C, Cui B, Li F, Zhou X B, Pan F 2017 *Prog. Mater. Sci.* **87** 33
- [14] Matsukura F, Tokura Y, Ohno H 2015 *Nat. Nanotechnol.* **10** 209
- [15] Wang W G, Li M, Hageman S, Chien C L 2011 *Nat. Mater.* **11** 64
- [16] Shiota Y, Nozaki T, Bonell F, Murakami S, Shinjo T, Suzuki Y 2011 *Nat. Mater.* **11** 39
- [17] Khalili Amiri P, Alzate J G, Cai X Q, Ebrahimi F, Hu Q, Wong K, Grezes C, Lee H, Yu G, Li X, Akyol M, Shao Q, Katine J A, Langer J, Ocker B, Wang K L 2015 *IEEE Trans. Magn.* **51** 3401507
- [18] Spaldin N A, Ramesh R 2019 *Nat. Mater.* **18** 203
- [19] Fiebig M, Lottermoser T, Meier D, Trassin M 2016 *Nat. Rev. Mater.* **1** 16046
- [20] Dong S, Xiang H B, Dagotto E 2019 *Natl. Sci. Rev.* **6** 629
- [21] Bibes M, Barthelemy A 2008 *Nat. Mater.* **7** 425
- [22] Ramesh R, Manipatruni S 2021 *Proc. R. Soc. A* **477** 20200942
- [23] Schmid H 2008 *J. Phys. : Condens. Matter* **20** 434201
- [24] Fiebig M 2005 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **38** R123
- [25] Spaldin N A, Cheong S W, Ramesh R 2010 *Phys Today* **63** 38
- [26] Wang J, Neaton J B, Zheng H, Nagarajan V, Ogale S B, Liu B, Viehland D, Vaithyanathan V, Schlom D G, Waghmare U V, Spaldin N A, Rabe K M, Wuttig M, Ramesh R 2003 *Science* **299** 1719
- [27] Kimura T, Goto T, Shintani H, Ishizaka K, Arima T, Tokura Y 2003 *Nature* **426** 55
- [28] Breakthrough of the Year 2007 *Science* **318** 1848
- [29] Hill N A 2000 *J. Phys. Chem. B* **104** 6694
- [30] Yang J C, He Q, Yu P, Chu Y H 2015 *Annu. Rev. Mater. Res.* **45** 249
- [31] Hu J M, Chen L Q, Nan C W 2016 *Adv. Mater.* **28** 15
- [32] Nan C W, Bichurin M I, Dong S X, Viehland D, Srinivasan G 2008 *J. Appl. Phys.* **103** 031101
- [33] An M, Dong S 2020 *Acta Phys. Sin.* **69** 217502 (in Chinese) [安明, 董帅 2020 物理学报 **69** 217502]
- [34] Molegraaf H J A, Hoffman J, Vaz C A F, Gariglio S, van der Marel D, Ahn C H, Triscone J M 2009 *Adv. Mater.* **21** 3470
- [35] Zhu Q X, Yang M M, Zheng M, Zheng R K, Guo L J, Wang Y, Zhang J X, Li X M, Luo H S, Li X G 2015 *Adv. Funct. Mater.* **25** 1111
- [36] Heidler J, Fechner M, Chopdekar R V, Piamonteze C, Dreiser J, Jenkins C A, Arenholz E, Rusponi S, Brune H, Spaldin N A, Nolting F 2016 *Phys. Rev. B* **94** 014401
- [37] Zhang S, Zhao Y G, Xiao X, Wu Y Z, Rizwan S, Yang L F, Li P S, Wang J W, Zhu M H, Zhang H Y, Jin X F, Han X F 2014 *Sci. Rep.* **4** 3727
- [38] Wang Y, Hu J M, Lin Y H, Nan C W 2010 *NPG Asia Mater.* **2** 61
- [39] Luo B, Will-Cole A R, Dong C Z, He Y F, Liu X X, Lin H, Huang R, Shi X L, McConney M, Page M, Sanghadasa M, Ramesh R, Sun N X 2024 *Nat. Rev. Electr. Eng.* **1** 317
- [40] Pathak P, Yadav V K, Mallick D 2025 *Appl. Phys. Lett.* **127** 180502
- [41] Taniyama T 2015 *J. Phys. : Condens. Matter.* **27** 504001
- [42] Vaz C A 2012 *J. Phys. : Condens. Matter.* **24** 333201
- [43] Sun N X, Srinivasan G 2012 *SPIN* **2** 1240004
- [44] Chen A T, Zhao Y G 2018 *Acta Phys. Sin.* **67** 157513 (in Chinese) [陈爱天, 赵永刚 2018 物理学报 **67** 157513]
- [45] Chen A T, Zhao Y G 2016 *APL Mater.* **4** 032303
- [46] Hu J M, Li Z, Chen L Q, Nan C W 2011 *Nat. Commun.* **2** 553
- [47] Hu J M, Li Z, Wang J, Nan C W 2010 *J. Appl. Phys.* **107** 093912
- [48] Pertsev N A, Kohlstedt H 2009 *Appl. Phys. Lett.* **95** 163503
- [49] Wang L Q, Hu Z Q, Zhu Y Y, Xian D, Cai J L, Guan M M, Wang C Y, Duan J B, Wu J G, Wang Z G, Zhou Z Y, Jiang Z D, Zeng Z M, Liu M 2020 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **12** 8855
- [50] Liang X F, Chen H H, Sun N, Luo B, Golubeva E, Müller C, Mahat S, Wei Y Y, Dong C Z, Zaeimbashi M, He Y F, Gao Y, Lin H, Cahill D G, Sanghadasa M, McCord J, Sun N X 2023 *Adv. Eng. Mater.* **25** 2300425
- [51] Zaeimbashi M, Nasrollahpour M, Khalifa A, Romano A, Liang X, Chen H, Sun N, Matyushov A, Lin H, Dong C, Xu Z, Mittal A, Martos-Repath I, Jha G, Mirchandani N, Das D, Onabajo M, Shrivastava A, Cash S, Sun N X 2021 *Nat. Commun.* **12** 3141
- [52] Azam M A, Bhattacharya D, Querlioz D, Ross C A, Atulasimha J 2020 *Nanotechnology* **31** 145201
- [53] Liang X F, Matyushov A, Hayes P, Schell V, Dong C, Chen H, He Y, Will-Cole A, Quandt E, Martins P, McCord J, Medarde M, Lanceros-Mendez S, Van Dijken S, Sun N X, Sort J 2021 *IEEE Trans. Magn.* **57** 400157
- [54] Nan T X, Zhou Z Y, Liu M, Yang X, Gao Y, Assaf B A, Lin

- H, Velu S, Wang X J, Luo H S, Chen J, Akhtar S, Hu E, Rajiv R, Krishnan K, Sreedhar S, Heiman D, Howe B M, Brown G J, Sun N X 2014 *Sci. Rep.* **4** 3688
- [55] Wu S M, Cybart S A, Yu P, Rossell M D, Zhang J X, Ramesh R, Dynes R C 2010 *Nat. Mater.* **9** 756
- [56] Laukhin V, Skumryev V, Martí X, Hrabovsky D, Sánchez F, García-Cuenca M V, Ferrater C, Varela M, Lüders U, Bobo J F, Fontcuberta J 2006 *Phys. Rev. Lett.* **97** 227201
- [57] Wu S M, Cybart S A, Yi D, Parker J M, Ramesh R, Dynes R C 2013 *Phys. Rev. Lett.* **110** 067202
- [58] He X, Wang Y, Wu N, Caruso A N, Vescovo E, Belashchenko K D, Dowben P A, Binek C 2010 *Nat. Mater.* **9** 579
- [59] Demirci E, de Rojas J, Quintana A, Fina I, Menéndez E, Sort J 2022 *Appl. Phys. Lett.* **120** 142406
- [60] Liu M, Lou J, Li S D, Sun N X 2011 *Adv. Funct. Mater.* **21** 2593
- [61] Wu S Z, Miao J, Xu X G, Yan W, Reeve R, Zhang X H, Jiang Y 2015 *Sci. Rep.* **5** 8905
- [62] Chen A T, Zhao Y G, Li P S, Zhang X, Peng R C, Huang H L, Zou L K, Zheng X L, Zhang S, Miao P X, Lu Y L, Cai J W, Nan C W 2016 *Adv. Mater.* **28** 363
- [63] Li P S, Chen A T, Li D L, Zhao Y G, Zhang S, Yang L F, Liu Y, Zhu M H, Zhang H Y, Han X F 2014 *Adv. Mater.* **26** 4320
- [64] Zhao Z, Jamali M, D'Souza N, Zhang D, Bandyopadhyay S, Atulasimha J, Wang J P 2016 *Appl. Phys. Lett.* **109** 092403
- [65] Chen A T, Wen Y, Fang B, Zhao Y L, Zhang Q, Chang Y S, Li P S, Wu H, Huang H L, Lu Y L, Zeng Z M, Cai J W, Han X F, Wu T, Zhang X X, Zhao Y G 2019 *Nat. Commun.* **10** 243
- [66] Wu T, Bur A, Zhao P, Mohanchandra K P, Wong K, Wang K L, Lynch C S, Carman G P 2011 *Appl. Phys. Lett.* **98** 012504
- [67] Heron J T, Bosse J L, He Q, Gao Y, Trassin M, Ye L, Clarkson J D, Wang C, Liu J, Salahuddin S, Ralph D C, Schlom D G, Iniguez J, Huey B D, Ramesh R 2014 *Nature* **516** 370
- [68] Dörr K, Herklotz A 2014 *Nature* **516** 337
- [69] Zhang Q T, You L, Shen X, Wan C H, Yuan Z H, Zhang X, Huang L, Kong W J, Wu H, Yu R C, Wang J L, Han X F 2015 *Adv. Mater.* **27** 6934
- [70] Peng R C, Wang J J, Hu J M, Chen L Q, Nan C W 2015 *Appl. Phys. Lett.* **106** 142901
- [71] Wang J J, Hu J M, Ma J, Zhang J X, Chen L Q, Nan C W 2014 *Sci. Rep.* **4** 7507
- [72] Biswas A K, Bandyopadhyay S, Atulasimha J 2014 *Appl. Phys. Lett.* **105** 072408
- [73] Biswas A K, Bandyopadhyay S, Atulasimha J 2014 *Appl. Phys. Lett.* **104** 232403
- [74] Biswas A K, Ahmad H, Atulasimha J, Bandyopadhyay S 2017 *Nano Lett.* **17** 3478
- [75] Chen A T, Zhao Y L, Wen Y, Pan L, Li P S, Zhang X X 2019 *Sci. Adv.* **5** eaay5141
- [76] Chen A, Piao H G, Ji M H, Fang B, Wen Y, Ma Y C, Li P S, Zhang X X 2021 *Adv. Mater.* **33** 2105902
- [77] Chen A T, Peng R C, Fang B, Yang T N, Wen Y, Zheng D X, Zhang C H, Liu C, Li Z B, Li P S, Li Y, Zhao Y G, Nan C W, Qiu Z Q, Chen L Q, Zhang X X 2023 *Adv. Funct. Mater.* **33** 2213402
- [78] Kim J H, Ryu K S, Jeong J W, Shin S C 2010 *Appl. Phys. Lett.* **97** 252508
- [79] Lee J W, Shin S C, Kim S K 2003 *Appl. Phys. Lett.* **82** 2458
- [80] Yang Y T, Zhang Q M, Wang D H, Song Y Q, Wang L Y, Lv L Y, Cao Q Q, Du Y W 2013 *Appl. Phys. Lett.* **103** 082404
- [81] Tsai W C, Liao S C, Huang K F, Wang D S, Lai C H 2013 *Appl. Phys. Lett.* **103** 252405
- [82] Chen A, Zhang S F, Wen Y, Huang H L, Kosel J, Lu Y L, Zhang X X 2019 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **11** 47091
- [83] Ghidini M, Maccherozzi F, Moya X, Phillips L C, Yan W, Soussi J, Metallier N, Vickers M E, Steinke N J, Mansell R, Barnes C H, Dhessi S S, Mathur N D 2015 *Adv. Mater.* **27** 1460
- [84] Chen A T, Piao H G, Zhang C, Ma X P, Algaidi H, Ma Y, Li Y, Zheng D, Qiu Z, Zhang X X 2023 *Mater. Horiz.* **10** 3034
- [85] Peng B, Zhou Z Y, Nan T X, Dong G H, Feng M M, Yang Q, Wang X J, Zhao S S, Xian D, Jiang Z D, Ren W, Ye Z G, Sun N X, Liu M 2017 *ACS Nano* **11** 4337
- [86] Yang Q, Nan T X, Zhang Y J, Zhou Z Y, Peng B, Ren W, Ye Z G, Sun N X, Liu M 2017 *Phys. Rev. Appl.* **8** 044006
- [87] Sun Y, Ba Y, Chen A, He W, Wang W B, Zheng X L, Zou L K, Zhang Y J, Yang Q, Yan L J, Feng C, Zhang Q H, Cai J W, Wu W D, Liu M, Gu L, Cheng Z H, Nan C W, Qiu Z Q, Wu Y Z, Li J, Zhao Y G 2017 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **9** 10855
- [88] Shirahata Y, Shiina R, González D L, Franke K J A, Wada E, Itoh M, Pertsev N A, van Dijken S, Taniyama T 2015 *NPG Asia Mater.* **7** e198
- [89] Gopman D B, Dennis C L, Chen P J, Iunin Y L, Finkel P, Staruch M, Shull R D 2016 *Sci. Rep.* **6** 27774
- [90] Yu G Q, Wang Z X, Abolfath-Beygi M, He C L, Li X, Wong K L, Nordeen P, Wu H, Carman G P, Han X F, Alhomoudi I A, Amiri P K, Wang K L 2015 *Appl. Phys. Lett.* **106** 072402
- [91] Park S E, Shrout T R 1997 *J. Appl. Phys.* **82** 1804
- [92] Chen A T, Huang H L, Wen Y, Liu W Y, Zhang S F, Kosel J, Sun W D, Zhao Y G, Lu Y L, Zhang X X 2020 *Mater. Horiz.* **7** 2328
- [93] Huang M, Hasan M U, Klyukin K, Zhang D, Lyu D, Gargiani P, Valvidares M, Sheffels S, Churikova A, Buttner F, Zehner J, Caretta L, Lee K Y, Chang J, Wang J P, Leistner K, Yildiz B, Beach G S D 2021 *Nat. Nanotechnol.* **16** 981
- [94] Wang J S, Li M F, Li C Z, Tang R J, Si M S, Chai G Z, Yao J L, Jia C L, Jiang C J 2023 *Phys. Rev. B* **107** 184424
- [95] Liu P F, Xu T, Liu Q, Dong J C, Lin T, Zhang Q H, Lan X K, Sheng Y, Wang C Y, Pei J J, Yang H X, Gu L, Wang K Y 2025 *Newton* **1** 100004
- [96] Tang A H, Li C, Xu T, Dong Y Q, Ma J, Yu P, Nan C W, Lin Y H, Nan T X, Jiang W J, Yi D 2024 *Nano Lett.* **24** 632
- [97] Li C, Tang A h, Cheng Y, Ma J, Yu P, Zhu F Y, Lin Y H, Nan T X, Jiang W J, Yi D, Nan C W 2026 *Adv. Funct. Mater.* **36** e13870
- [98] Sun W D, Zhang Y K, Cao K H, Lu S Y, Du A, Huang H L, Zhang S, Hu C Q, Feng C, Liang W H, Liu Q, Mi S, Cai J W, Lu Y L, Zhao W S, Zhao Y D 2024 *Sci. Adv.* **10** eadj8379
- [99] Zhang Y K, Sun W D, Cao K H, Yang X X, Yang Y Q, Lu S Y, Du A, Hu C Q, Feng C, Wang Y T, Cai J W, Cui B S, Piao H G, Zhao W S, Zhao Y G 2024 *Sci. Adv.* **10** ead14633
- [100] Sun Z Y, Su Y Q, Zhi A M, Gao Z C, Han X, Wu K, Bao L H, Huang Y, Shi Y G, Bai X D, Cheng P, Chen L, Wu K H, Tian X Z, Wu C Z, Feng B J 2024 *Nat. Commun.* **15** 4252
- [101] Song Q, Occhialini C A, Ergeçen E, Ilyas B, Amoroso D,

- Barone P, Kapeghian J, Watanabe K, Taniguchi T, Botana A S, Picozzi S, Gedik N, Comin R 2022 *Nature* **602** 601
- [102] Eom J, Lee I H, Kee J Y, Cho M, Seo J, Suh H, Choi H J, Sim Y, Chen S, Chang H J, Baek S H, Petrovic C, Ryu H, Jang C, Kim Y D, Yang C H, Seong M J, Lee J H, Park S Y, Choi J W 2023 *Nat. Commun.* **14** 5605
- [103] Gong C, Kim E M, Wang Y, Lee G, Zhang X 2019 *Nat. Commun.* **10** 2657
- [104] Bogdanov A N, Panagopoulos C 2020 *Nat. Rev. Phys.* **2** 492
- [105] Jiang W J, Chen G, Liu K, Zang J D, te Velthuis S G E, Hoffmann A 2017 *Phys Rep* **704** 1
- [106] Urrestarazu Larrañaga J, Sisodia N, Guedes R, Pham V T, Di Manici I, Masseboeuf A, Garello K, Disdier F, Fernandez B, Wintz S, Weigand M, Belmeguenai M, Pizzini S, Sousa R C, Buda-Prejbeanu L D, Gaudin G, Boule O 2024 *Nano Lett.* **24** 3557
- [107] Chen S H, Lourembam J, Ho P, Toh A K J, Huang J, Chen X Y, Tan H K, Yap S L K, Lim R J J, Tan H R, Suraj T S, Sim M I, Toh Y T, Lim I, Lim N C B, Zhou J, Chung H J, Lim S T, Soumyanarayanan A 2024 *Nature* **627** 522
- [108] Zhao M Q, Chen A T, Liu E L, Zhao L, Wang S S, He S K, Zhang X X, Jiang W J 2025 *Chin. Phys. Lett.* **42** 047502
- [109] Zhao M Q, Chen A T, Huang P Y, Liu C, Shen L C, Liu J H, Zhao L, Fang B, Yue W C, Zheng D X, Wang L D, Bai H, Shen K, Zhou Y, Wang S S, Liu E L, He S K, Wang Y L, Zhang X X, Jiang W J 2024 *npj Quantum Mater.* **9** 50
- [110] Ba Y, Zhuang S H, Zhang Y K, Wang Y T, Gao Y, Zhou H G, Chen M F, Sun W D, Liu Q, Chai G Z, Ma J, Zhang Y, Tian H F, Du H F, Jiang W J, Nan C W, Hu J M, Zhao Y G 2021 *Nat. Commun.* **12** 322
- [111] Wang Y D, Wang L, Xia J, Lai Z X, Tian G, Zhang X C, Hou Z P, Gao X S, Mi W B, Feng C, Zeng M, Zhou G F, Yu G H, Wu G H, Zhou Y, Wang W H, Zhang X X, Liu J M 2020 *Nat. Commun.* **11** 3577
- [112] Yan H, Feng Z X, Shang S L, Wang X N, Hu Z X, Wang J H, Zhu Z W, Wang H, Chen Z H, Hua H, Lu W K, Wang J M, Qin P X, Guo H X, Zhou X R, Leng Z G, Liu Z K, Jiang C B, Coey M, Liu Z Q 2019 *Nat. Nanotechnol.* **14** 131
- [113] Chen X Z, Zhou X F, Cheng R, Song C, Zhang J, Wu Y C, Ba Y, Li H B, Sun Y M, You Y F, Zhao Y G, Pan F 2019 *Nat. Mater.* **18** 931
- [114] Qin P X, Yan H, Wang X N, Chen H Y, Meng Z A, Dong J T, Zhu M, Cai J L, Feng Z X, Zhou X R, Liu L, Zhang T L, Zeng Z M, Zhang J, Jiang C B, Liu Z Q 2023 *Nature* **613** 485
- [115] Chen X Z, Higo T, Tanaka K, Nomoto T, Tsai H, Idzuchi H, Shiga M, Sakamoto S, Ando R, Kosaki H, Matsuo T, Nishio-Hamane D, Arita R, Miwa S, Nakatsuji S 2023 *Nature* **613** 490
- [116] Kum H S, Lee H, Kim S, Lindemann S, Kong W, Qiao K, Chen P, Irwin J, Lee J H, Xie S, Subramanian S, Shim J, Bae S H, Choi C, Ranno L, Seo S, Lee S, Bauer J, Li H, Lee K, Robinson J A, Ross C A, Schlom D G, Rzchowski M S, Eom C B, Kim J 2020 *Nature* **578** 75
- [117] Ji D X, Cai S H, Paudel T R, Sun H Y, Zhang C C, Han L, Wei Y F, Zang Y P, Gu M, Zhang Y, Gao W P, Huyan H, Guo W, Wu D, Gu Z B, Tsymbal E Y, Wang P, Nie Y F, Pan X Q 2019 *Nature* **570** 87
- [118] Dong G H, Li S Z, Yao M T, Zhou Z Y, Zhang Y Q, Han X, Luo Z L, Yao J X, Peng B, Hu Z Q, Huang H B, Jia T T, Li J Y, Ren W, Ye Z G, Ding X D, Sun J, Nan C W, Chen L Q, Li J, Liu M 2019 *Science* **366** 475
- [119] Lindemann S, Irwin J, Kim G Y, Wang B, Eom K, Wang J, Hu J, Chen L Q, Choi S Y, Eom C B, Rzchowski M S 2021 *Sci. Adv.* **7** eabh2294
- [120] Mandal R, Yun S, Wurster K, Dollekamp E, Shondo J N, Pryds N 2025 *Nano Lett.* **25** 5541
- [121] Han L, Dong G H, Liu M, Nie Y F 2023 *Adv. Funct. Mater.* **34** 2309543
- [122] Kang K T, Corey Z J, Hwang J, Sharma Y, Paudel B, Roy P, Collins L, Wang X, Lee J W, Oh Y S, Kim Y, Yoo J, Lee J, Htoon H, Jia Q, Chen A 2023 *Adv. Sci.* **10** 2207481
- [123] Zhao Y N, Peng R C, Guo Y T, Liu Z J, Dong Y Q, Zhao S S, Li Y J, Dong G H, Hu Y, Zhang J W, Peng Y, Yang T N, Tian B, Zhao Y F, Zhou Z Y, Jiang Z D, Luo Z L, Liu M 2021 *Adv. Funct. Mater.* **31** 2009376

SPECIAL TOPIC — Applied magnetism

# Research progress of electric-field control of magnetism and magnetic tunnel junctions in multiferroic heterostructures\*

CHEN Aitian<sup>1)†</sup> LI Yan<sup>1)</sup> ZHAO Yonggang<sup>2)‡</sup><sup>1)</sup> (*School of Physics, University of Electronic Science and Technology of China, Chengdu 611731, China*)<sup>2)</sup> (*Department of Physics and State Key Laboratory of Low-Dimensional Quantum Physics, Tsinghua University, Beijing 100084, China*)

(Received 2 December 2025; revised manuscript received 14 January 2026)

## Abstract

Electric field control of magnetism is an important approach to developing low-power spintronic devices and has become a significant research direction in magnetism. Recently, multiferroics have attracted much attention due to their ability to control magnetism via magnetoelectric coupling by using electric fields. Especially in ferromagnetic/ferroelectric multiferroic heterostructures, remarkable electric-field modulation of magnetism has been realized at room temperature. In this paper, we give an overview of recent progress of electric-field control of magnetism and magnetic tunnel junctions in multiferroic heterostructures. This review consists of five parts: 1) introduction of magnetic tunnel junctions (MTJs) and the related control technologies; 2) multiferroics and the mechanism of electric-field-controlled magnetism in multiferroic heterostructures; 3) electric-field control of in-plane MTJs; 4) electric-field control of perpendicular magnetization and perpendicular MTJs; 5) the perspective of multiferroic heterostructures.

The first part introduces the basic concepts of MTJs and the method of controlling an MTJ by adjusting the magnetization of the free layer. The second part briefly reviews multiferroics and magnetoelectric coupling. To achieve significant electric-field control over magnetism, different mechanisms of magnetoelectric coupling in multiferroic heterostructures are discussed, i.e. charge-mediated, strain-mediated, and exchange-mediated.

For magnetic film with in-plane magnetic anisotropy, electric field can effectively rotate its magnetization via strain-mediated magnetoelectric coupling. Therefore, the resistance of an MTJ is manipulated by electric fields due to the 90° magnetization rotation of the free layer. Furthermore, full electrical switching of the MTJ is achieved through introducing multiple strain and using dipole interaction.

Perpendicular magnetic anisotropy is essential for magnetic storage to increase the storage density and thermal stability, therefore, great efforts have been dedicated to manipulating perpendicular magnetization by electric fields. In multiferroic heterostructures, strain-mediated electrically control of perpendicular magnetization is introduced. Moreover, switching perpendicular magnetization is realized in ferrimagnetic/ferroelectric multiferroic heterostructures through modulating the compensation temperature. Then electric-field control of perpendicular MTJs is reported. Finally, a perspective of multiferroic heterostructures is given.

**Keywords:** multiferroics, multiferroic heterostructures, electric-field control of magnetism, magnetic tunnel junction

DOI: [10.7498/aps.75.20251656](https://doi.org/10.7498/aps.75.20251656)CSTR: [32037.14.aps.75.20251656](https://cstr.cn/32037.14.aps.75.20251656)

\* Project supported by the National Key Research and Development Program of China (Grant No. 2024YFA1408503), the Science and Technology Program of Sichuan Province, China (Grant No. 2025YFHZ0147), the Open Research Fund Program of the State Key Laboratory of Low-Dimensional Quantum Physics, China (Grant No. KF202505), the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 12574110), and the Natural Science Foundation of Sichuan Province, China (Grant No. 2026NSFSC0027).

† Corresponding author. E-mail: [aitian.chen@uestc.edu.cn](mailto:aitian.chen@uestc.edu.cn)

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

## 多铁异质结构中电场调控磁性及磁性隧道结的研究进展

陈爱天 李岩 赵永刚

### Research progress of electric-field control of magnetism and magnetic tunnel junctions in multiferroic heterostructures

CHEN Aitian LI Yan ZHAO Yonggang

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 75, 060801 (2026) DOI: 10.7498/aps.75.20251656

CSTR: 32037.14.aps.75.20251656

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.75.20251656>

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

基于磁性隧道结和双组分多铁纳磁体的超低功耗磁弹模数转换器

Ultra-low power magneto-elastic analog-to-digital converter based on magnetic tunnel junctions and bicomponent multiferroic nanomagnet

物理学报. 2024, 73(13): 137502 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240129>

基于磁性隧道结的群体编码实现无监督聚类

Implementation of unsupervised clustering based on population coding of magnetic tunnel junctions

物理学报. 2022, 71(14): 148506 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220252>

基于MgO磁性隧道结的五种隧穿磁电阻线性传感单元性能比较

Comparison of performance among five types of tunneling magnetoresistance linear sensing units based on MgO magnetic tunnel junction

物理学报. 2022, 71(23): 238502 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20221278>

CrCl<sub>3</sub>隧穿磁阻的界面效应与多场效应调控

Tuning magnetoresistance of chromium chloride tunnel junction through the interface and multi-field effect

物理学报. 2024, 73(13): 137302 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240431>

基于滑移铁电VTe<sub>2</sub>多铁隧道结的输运性质

Transport properties of multiferroic tunnel junctions based on sliding ferroelectric VTe<sub>2</sub>

物理学报. 2025, 74(20): 207501 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250734>

基于工艺偏差的自旋转移矩辅助压控磁各向异性磁隧道结电学模型及其应用研究

Process deviation based electrical model of spin transfer torque assisted voltage controlled magnetic anisotropy magnetic tunnel junction and its application

物理学报. 2022, 71(10): 107501 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20211700>