

多铁异质结构中逆磁电耦合效应的研究进展

陈爱天 赵永刚

Progress of converse magnetoelectric coupling effect in multiferroic heterostructures

Chen Ai-Tian Zhao Yong-Gang

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 67, 157513 (2018) DOI: 10.7498/aps.67.20181272

在线阅读 View online: <http://dx.doi.org/10.7498/aps.67.20181272>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn/CN/Y2018/V67/I15>

---

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

[Ruddlesden-Popper 结构杂化非本征铁电体及其多铁性](#)

Hybrid improper ferroelectricity and multiferroic in Ruddlesden-Popper structures

物理学报.2018, 67(15): 157503 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.67.20180317>

[基于磁电耦合效应的基本电路元件和非易失性存储器](#)

Fundamental circuit element and nonvolatile memory based on magnetoelectric effect

物理学报.2018, 67(12): 127501 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.67.20180712>

[引入界面耦合系数的长片型磁电层状复合材料的等效电路模型](#)

Equivalent circuit model for plate-type magnetoelectric laminate composite considering an interface coupling factor

物理学报.2018, 67(2): 027501 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.67.20172080>

[多铁材料  \$\text{HoMnO}\_3\$  中光学吸收和畸变驱动的第一性原理研究](#)

Research on optical absorption and distortion driving in multiferroic  $\text{HoMnO}_3$  from the first principles

物理学报.2013, 62(12): 127502 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.127502>

[Terfenol-D/PZT 磁电复合材料的磁电相位移动研究](#)

Phase drift of magnetoelectric effect in Terfenol-D/PZT composite materials

物理学报.2013, 62(1): 017501 <http://dx.doi.org/10.7498/aps.62.017501>

多铁性: 物理、材料及器件专题

## 多铁异质结构中逆磁电耦合效应的研究进展\*

陈爱天<sup>1)2)†</sup> 赵永刚<sup>1)3)‡</sup>

1) (清华大学物理系, 低维量子物理国家重点实验室, 北京 100084)

2) (物理科学与工程部, 阿卜杜拉国王科技大学, 图瓦 23955-6900, 沙特阿拉伯王国)

3) (量子物质科学协同创新中心, 北京 100084)

(2018年7月2日收到; 2018年7月15日收到修改稿)

电场调控磁性能够有效降低功耗, 在未来低功耗多功能器件等方面具有巨大的潜在应用前景. 铁磁/铁电多铁异质结构是实现电场调控磁性的有效途径, 其中室温、磁电耦合效应大的应变媒介磁电耦合是最为活跃的研究领域之一. 本文简要介绍在以  $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})_{0.7}\text{Ti}_{0.3}\text{O}_3$  为铁电材料的多铁异质结构中通过应变媒介磁电耦合效应对磁性、磁化翻转及磁性隧道结调控的研究进展. 首先讨论了多铁异质结构中电场对磁性的调控; 之后介绍了电场调控磁化翻转的研究进展及理论上实现的途径; 然后简述了电场对磁性隧道结调控的相关结果; 最后在此基础上, 对多铁异质结构中电场调控磁性及磁性器件进行了总结和展望.

**关键词:** 多铁异质结构, 逆磁电耦合效应, 电场调控磁性, 磁化翻转

**PACS:** 75.85.+t, 77.55.Nv, 85.75.-d

**DOI:** 10.7498/aps.67.20181272

## 1 引言

随着信息技术的快速发展, 高存储密度、快速读写和超低功耗的高性能存储器件成为信息化发展的迫切需求<sup>[1]</sup>, 因而引起了众多研究者的关注, 成为目前最活跃的研究领域之一. 传统信息存储依托磁性材料, 用巨磁电阻效应或隧道磁电阻效应读取信息, 信息写入则采用电流产生的磁场或自旋转移力矩等<sup>[2,3]</sup>. 当前信息写入过程中电流发热、高功耗等阻碍了器件小型化. 用电场或电压来代替电流写入信息不产生电流或产生极低电流, 能够有效地降低功耗. 近年来, 多铁性材料 (multiferroics) 的兴起提供了电场调控磁性的途径, 为磁电耦合注入了新的活力<sup>[4-7]</sup>, 对基础研究和实际应用都具有重要意义, 因其新奇的物理现象和潜在的巨大应用前景, 迅速成为科学研究的热点问题.

多铁性材料是指同时具有两种或两种以上铁性的材料<sup>[8]</sup>. 所谓“铁性”是物质中原子或离子由于它们的相互作用而存在的某种自发序参量, 它们在某些区域中大致按同一方向排列, 形成自发的有序结构, 且这种序参量能被外加驱动场所调控并表现出回滞行为. 铁性主要有铁磁性、铁电性、铁弹性和铁涡性<sup>[9,10]</sup>. 多铁性材料中, 多种铁性能够直接或间接地发生相互作用, 这种相互耦合使彼此相互调控成为可能<sup>[8]</sup>. 这为各种序参量的外场调控提供了新的自由度和方向, 对于基础研究和器件应用都具有重要意义. 一般电极化和磁化强度只能分别由电场和磁场调控, 而多铁性材料中铁电性和磁性的共存和耦合, 为电场调控磁性和磁场调控电极化提供了可能<sup>[11]</sup>. 尤其是电场调控磁性<sup>[12-15]</sup>, 由于其在信息存储中可以通过电场写入信息从而有效降低功耗, 受到了人们的广泛关注.

\* 国家重点基础研究发展计划 (批准号: 2015CB921402) 和国家自然科学基金 (批准号: 51788104, 51572150) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: [aitian.chen@kaust.edu.sa](mailto:aitian.chen@kaust.edu.sa)

‡ 通信作者. E-mail: [ygzha@tsinghua.edu.cn](mailto:ygzha@tsinghua.edu.cn)

根据多铁性材料中铁磁相和铁电相是否在空间同一相里共存, 可以从大的方面把多铁性材料分成两类体系: 一类是单相多铁性材料, 另一类是复合多铁性材料<sup>[8]</sup>. 由于铁磁、铁电性起源的互斥性, 单相多铁材料比较稀少<sup>[16]</sup>, 并且具有磁电耦合系数小、工作温度低等缺点. 而把两种或两种以上单一“铁性”的材料人为地结合在一起形成的复合多铁性材料<sup>[17,18]</sup>能够在室温下得到大的磁电耦合效应而得到研究者的青睐, 其中铁电/铁磁多铁异质结构(图1(a))易于制备、结构简单得到广泛研究. 多铁异质结构经过这几年的迅速发展, 已取得众多成果, 其电场调控磁性的机理主要有三种: 界面电荷调制机理、交换偏置机理和应力媒介机理<sup>[19,20]</sup>. 其中应变媒介磁电耦合由于结构简单、选材广泛而成为现在多铁异质结构研究的主要方向, 并且其磁

电耦合效应大、室温操作等特点也为实际应用铺平了道路<sup>[13,14,17,21]</sup>. 如图1(b)所示, 以应力为媒介的磁电耦合主要涉及铁电体的逆压电效应和铁磁体的逆磁致伸缩效应. 铁电材料在外加电场作用下, 会通过逆压电效应产生应变, 这种应变能够传递到铁磁层, 通过逆磁致伸缩效应使铁磁层的磁性状态发生改变, 这样就能够实现电场对磁性的调控. 理论上磁电耦合系数与铁电体压电系数和铁磁体磁致伸缩系数密切相关, 因此利用磁致伸缩系数大的铁磁材料和压电系数大的铁电材料构筑多铁异质结构能够得到显著的磁电耦合效应, 相应的室温材料很多, 这就为多铁异质结构提供了充足的选材空间. 本文主要介绍基于应力媒介的磁电耦合效应在电场调控磁性、磁化翻转和磁性隧道结方面的研究进展.

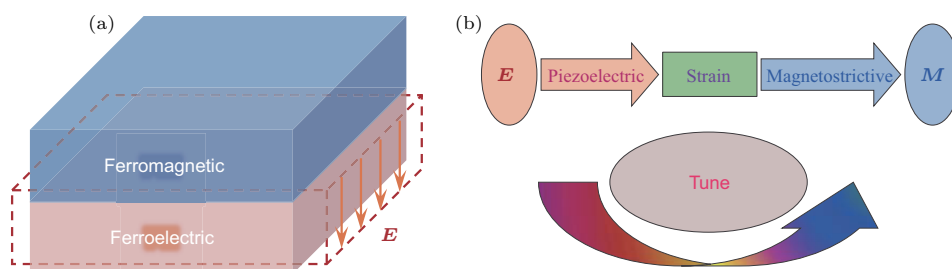


图1 (a) 多铁异质结构示意图; (b) 应变媒介磁电耦合效应基本原理

Fig. 1. (a) Illustration of the multiferroic heterostructures combining ferromagnetic with ferroelectric materials; (b) schematic of electric-field-controlled magnetism via strain-mediated magnetoelectric coupling.

## 2 电场调控磁性

应变媒介磁电耦合的多铁异质中, 铁电材料一般选取具有优良压电性能和大压电系数的铁电体, 其中新型弛豫型铁电体铌镁酸铅-钛酸铅( $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})_{0.7}\text{Ti}_{0.3}\text{O}_3$ , PMN-PT)因具有独特的机电特性和丰富的畴结构<sup>[22]</sup>而被广泛用于复合多铁异质结构中. 磁性材料以Ni<sup>[23]</sup>, Co<sup>[24]</sup>, CoFeB<sup>[25,26]</sup>等磁致伸缩系数大的软磁材料为主. PMN-PT(001)和(011)取向在多铁异质结构中普遍应用, 接下来分别予以介绍.

### 2.1 PMN-PT(001)衬底的电场调控磁性行为

一般而言, 电场导致铁电体产生的是挥发性应变, 也就是在零电场时只有一种应变状态, 没有剩余应变<sup>[22]</sup>, 因此相应的电场调控多铁异质结构磁

性行为也具有易失性, 例如在PMN-PT(001)上生长 $\text{CoFe}_2\text{O}_4$ <sup>[27]</sup>和 $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3$ <sup>[28]</sup>, 电场对磁性的调控都显示了蝶形(butterfly)行为, 这不利于磁存储等实际应用, 研究人员也在努力寻找新的电场非易失调控磁性行为.

Zhang等<sup>[26]</sup>意识到铁电畴在电场调控磁性中的重要作用, 将20 nm非晶态CoFeB薄膜生长在PMN-PT(001)衬底上(图2(a)), 观察到了电场对磁性的显著的非易失性调控. 这一现象不能用界面电荷机理来解释, 因为界面电荷的影响范围只有几个纳米<sup>[29]</sup>. 图2(b)显示了极化电流和[110]方向磁化强度随外加电场的变化, 可以看到磁化强度呈现回滞(looplike)行为, 在零电场下有两个稳定的磁化状态, 表明这是一种电场非易失性调控磁性, 相对变化在25%左右. 并且磁化强度在极化电流峰值附近变化剧烈, 极化电流峰值来源于矫顽电场附近铁电畴翻转, 这说明磁性的非易失性调控与铁电畴的翻转密切相关.

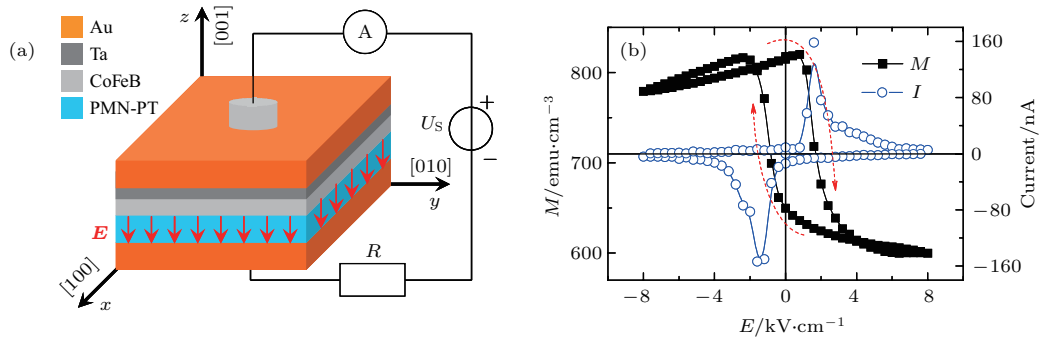


图2 (a) CoFeB/PMN-PT 复合多铁异质结构及加电场的示意图; (b) 磁化强度和极化电流随电场的变化 ( $1 \text{ emu/cm}^3 = 10^3 \text{ A/m}$ ) [26]  
 Fig. 2. (a) Scheme of the CoFeB/PMN-PT multiferroic heterostructures and experimental configuration; (b) dependence of magnetization and the corresponding polarization current on electric field ( $1 \text{ emu/cm}^3 = 10^3 \text{ A/m}$ ) [26].

PMN-PT 具有菱方对称性, 自发极化沿着立方晶胞的体对角线 [111] 方向, 并沿着此方向稍稍拉长, 从而成为一种“赝立方”结构. 如图 3(a) 所示, PMN-PT(001) 有四种畸变结构 ( $r_1, r_2, r_3$  和  $r_4$ ) 和八个极化方向 ( $r_1^\pm, r_2^\pm, r_3^\pm$  和  $r_4^\pm$ ). 值得注意的是, 这种赝立方结构在 (001) 面内的投影是菱方形的, 其在 [110] 和  $[1\bar{1}0]$  方向上的长度不一样, 也就是  $r_1/r_3$  和  $r_2/r_4$  的晶格常数有所差异. 铁电畴翻转有  $71^\circ, 109^\circ$  和  $180^\circ$  三种方式. 当铁电畴在  $r_1$  和  $r_3$  或者  $r_2$  和  $r_4$  之间翻转时构成  $71^\circ$  翻转; 而铁电畴在同一对角线翻转为  $180^\circ$  翻转, 比如  $r_1^+$  和  $r_1^-$  之间的变化;  $r_1/r_3$  和  $r_2/r_4$  之间的铁电畴翻转则导致  $109^\circ$  翻转. 这三种铁电畴的翻转方式也被压电响应力显微镜 (piezoresponse force microscopy, PFM)

的结果所证实 [26]. 如图 3(b) 所示,  $r_1/r_3$  和  $r_2/r_4$  晶格常数的差异使不同的铁电畴翻转产生不同的应变行为. 对于  $71^\circ$  和  $180^\circ$  的铁电畴翻转, 正负电场并未引起菱形畸变的方向发生变化, 然而当在铁电极化翻转的瞬间, 其晶胞发生一定的形变 [30], 铁电畴翻转前后应力状态一样, 是一种易失性行为, 对应的是蝶形 (butterfly) 行为的应变. 而对于  $109^\circ$  的铁电畴翻转, 自发极化在 (001) 面内的分量经历了  $90^\circ$  旋转, 使菱方畸变的长轴方向在面内旋转  $90^\circ$ , 这样正负电场下具有不同的应变状态为非易失性应变, 表现为回滞 (looplike) 行为, 这也被随后的应变实验所证实 [31]. Yang 等 [31] 在 PMN-PT(001) 上粘贴应变片, 通过连续和脉冲电场的测量方法, 分离出蝶形 (butterfly) 型易失性和回滞

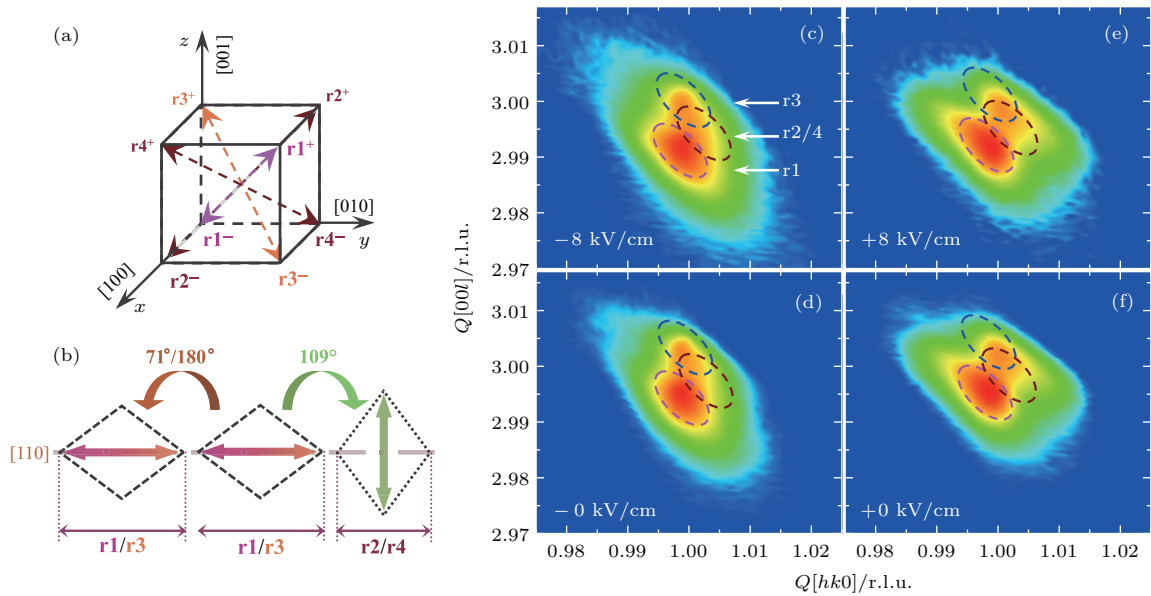


图3 (a) PMN-PT(001) 铁电极化示意图; (b)  $71^\circ/180^\circ$  和  $109^\circ$  铁电畴翻转引起的晶格畸变; (c)–(f) 不同电场下 PMN-PT 晶体 (113) 衍射峰的 RSM 结果 [26]  
 Fig. 3. (a) Schematic of the polarization orientations for PMN-PT (001); (b) correlation between domain switching and distortion; (c)–(f) the reflections of RSM around the (113) peak at different electric fields [26].



(looplike) 型非易失性两种不同的应变. 这些结果表明电场非易失性调控磁性来源于  $109^\circ$  铁电畴翻转引起的非易失性应变.

为了定量给出  $109^\circ$  铁电畴翻转的比例, Zhang 等 [26] 采用原位电场下的倒空间衍射 (reciprocal space mapping, RSM) 技术, 从晶格的角度, 对样品铁电畴翻转以及相应的畸变和应变进行了定量表征. 图 3(c)–(f) 给出了 PMN-PT(001) 的 (113) 衍射峰不同电场下的 RSM 结果. 从整体上看, 加  $-8$  kV/cm 电场和  $-0$  kV/cm 的图样 (图 3(c) 和图 3(d)) 具有很大的相似性, 同样  $+8$  kV/cm (图 3(e)) 和  $+0$  kV/cm 的图样 (图 3(f)) 也基本相同, 而正负电场下的图样却具有很大的差别, 这表明其非易失性. 定量分析给出负极化状态下  $r_2/r_4$  的比例从 4% 变为正极化状态下的 30%, 26% 的变化量也与图 1(b) 中 25% 的磁性变化相符合. Yang 等 [31] 则发现在正负电场下  $r_2/r_4$  比例不变的

PMN-PT 晶体中没有非易失性应变. 这些结果进一步表明  $109^\circ$  铁电畴翻转是产生电场非易失性调控磁性的原因. Zhang 等 [32] 把非晶 CoFeB 换作多晶 Fe 薄膜, 研究了不同磁场和角度下电场对磁性的调控行为, 同样得到了电场非易失性调控磁性. Liu 等 [33] 研究了不同成分的 PMN-PT 对电场调控磁性的影响.

通过以上分析可以得知  $71^\circ/180^\circ$  和  $109^\circ$  铁电畴翻转分别对应蝶形 (butterfly) 和回滞 (looplike) 应变, 可以预期其对应的电场对磁性的调控应分别为易失性和非易失性. 但是在宏观连续铁磁薄膜样品中很难把二者区分开, 需要具有空间分辨能力的表征手段. Li 等 [34] 利用扫描克尔显微技术对 CoFeB/PMN-PT(001) 多铁异质结构进行了研究, 观察到不同区域的电场调控磁性行为, 其应和铁磁层下面的铁电畴状态密切相关. 最近, Ba 等 [35] 进一

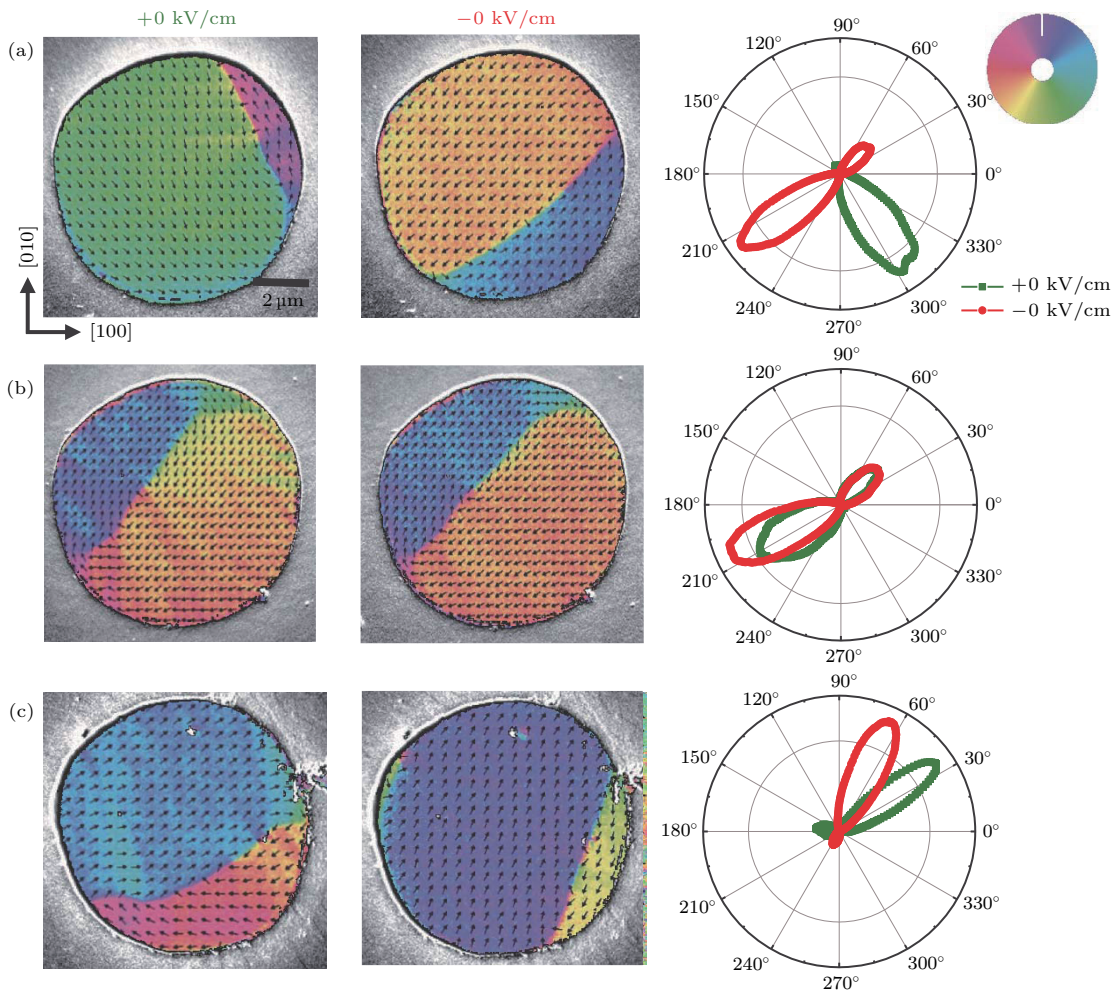


图 4 (a)–(c) 不同铁电畴翻转导致的电场调控磁性行为 [35]

Fig. 4. (a)–(c) Different behaviors of magnetization under electric fields for different ferroelectric domain switchings [35].

步把 CoFeB 光刻成为直径 10  $\mu\text{m}$  的盘状结构, 通过分辨率更高(大约 10 nm) 的扫描电子显微镜的极化分析(scanning electron microscopy with polarization analysis) 来研究不同磁盘的磁矩在电场下的变化, 其结果如图 4 所示. 磁性对电场的反应主要有三种. 1) 如图 4(a) 所示, 撤去 +8 kV/cm 后的 +0 kV/cm 下, 磁矩指向  $[\bar{1}10]/[1\bar{1}0]$  方向, 而施加 -8 kV/cm 后的 -0 kV/cm 时, 磁矩则旋转 90° 指向  $[110]/[\bar{1}\bar{1}0]$  方向, 旋转磁场光克尔效应(magnetic-optical Kerr effect using a rotating field, Rot-MOKE) 也表明其易磁化轴发生了 90° 旋转, 呈现非易失性; 2) 如图 4(b) 所示,  $\pm 0$  kV/cm 下磁化状态基本没有变化, 易磁化轴没有旋转, 呈现易失性; 3) 如图 4(c) 所示,  $\pm 0$  kV/cm 下磁化状态发生改变, 但旋转角度小于 90°. 结合 PFM 测量及以上分析, 类型 1) 对应 109° 铁电畴翻转, 而类型 2) 对应 71°/180° 铁电畴翻转. 对于类型 3), 其磁盘下面 71°/180° 和 109° 铁电畴翻转共存, 部分磁矩发生旋转. 这样就在微观尺度对 CoFeB/PMN-PT(001) 多铁异质结构进行了系统的研究分析, 揭示了铁电畴翻转对电场调控磁性的重要影响, 这为多铁异质结构的设计提供了思路和方法.

### 2.2 PMN-PT(011) 衬底的电场调控磁性行为

面外(011)取向的 PMN-PT 是另一种普遍使用的铁电单晶衬底. Wu 等 [23] 利用 PMN-PT(011)

实现了非易失性应变. 图 5(a) 给出了 PMN-PT(011) 的电滞回线, 呈现很好的回滞行为, 其矫顽电场大约为 2 kV/cm. 图 5(b) 给出了 PMN-PT(011) 沿  $x$  轴和  $y$  轴的应变曲线,  $x$  轴和  $y$  轴分别代表 PMN-PT 的晶向  $[100]$  和  $[01\bar{1}]$ . 当施加双极性对称电场  $\pm 8$  kV/cm 时, 其应变曲线对称, 在零电场下只有一种应变状态, 为易失性应变.  $y$  方向的应变在矫顽电场附近有两个峰, 这来源于铁电极化在矫顽电场附近从面外转到面内, 这是一种亚稳态, 当电场超过矫顽电场时, 铁电极化重新翻转到面外, 应变迅速减小. 如图 5(a) 所示, 电场从正扫描到负, 在接近矫顽电场时, 电极化很小, 如果不再继续增大电场, 而是反向减小电场到零, 这种电极化很小的状态能够保持, 直到电场超过矫顽电场而使铁电畴的电极化重新翻转到面外. 通过这种非对称的电场极化, 在零电场下, PMN-PT 可以有两种极化状态: 8 kV/cm 降到零时铁电畴面外极化和 -1.6 kV/cm 降到零时铁电畴面内极化. 这意味着图 5(b) 中  $y$  方向的应变峰值能够保持而出现非易失性应变. 不出所料, 图 5(b) 给出了不对称正负电场 -1.6—8 kV/cm 下沿  $x$  和  $y$  方向的应变曲线, 可以看出应变曲线呈现回线行为, 在零电场下有两种应变状态, 是一种非易失应变. Wu 等 [23] 在 PMN-PT(011) 上生长 Ni 薄膜, 利用这种非易失应变得到了电场对 Ni 磁滞回线的非易失性调控. 这种非易失应变也被用来调控微波特性 [36]、Verwey 转变 [37]、金属-绝缘体转变 [38] 等.

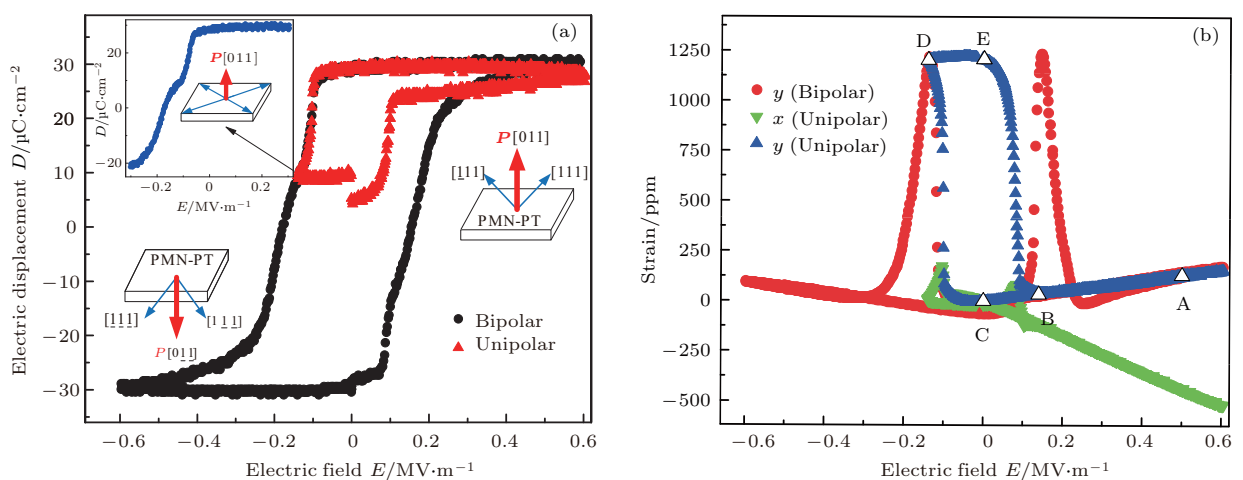


图 5 (a) 铁电极化随外加电场的变化; (b) 不同电场范围沿  $x$  轴和  $y$  轴的应变曲线 [23]

Fig. 5. (a) Dependence of out-of-plane electric displacement on electric field; (b) in-plane piezostains along the  $x$  and  $y$  directions [23].

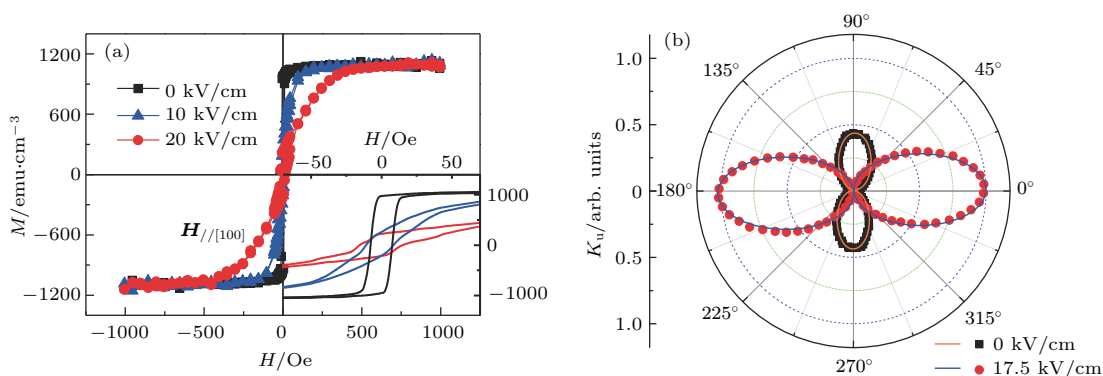


图6 (a) CoFeB/PMN-PT (011) 中不同电场下的磁滞回线; (b) 0 和 17.5 kV/cm 电场时 Rot-MOKE 测量结果<sup>[25]</sup>  
 Fig. 6. (a) Magnetic hysteresis loops under electric fields measured along the [100] direction for CoFeB/PMN-PT (011); (b) polar diagram of the uniaxial anisotropy energy for 0 and 17.5 kV/cm measured by Rot-MOKE<sup>[25]</sup>.

基于 PMN-PT 的各向异性应变, Zhang 等<sup>[25]</sup> 在 CoFeB/PMN-PT (011) 结构中得到了显著的电场对磁性的调控, 其调控相对变化达到 83%. 图 6 (a) 是在 [100] 方向不同电场下的磁滞回线. 电场从 0 到 10 kV/cm, 再到 20 kV/cm 变化时, 磁滞回线有明显变化, 饱和磁场从最初未加电场时的约 20 Oe ( $1 \text{ Oe} = 10^3/(4\pi) \text{ A/m}$ ) 一直增加到约 500 Oe, 磁滞回线也由“方形”逐渐倾斜变为“扁形”. 这表明在电场作用下, CoFeB 的易磁化轴发生了变化. 为了更清晰地反映易磁化轴的变化, Zhang 等<sup>[25]</sup> 测量了不同电场下的 Rot-MOKE 行为. 图 6 (b) 给出了单轴各向异性随角度的分布, 可以看出 0 kV/cm 时易磁化轴指向  $0^\circ$  ([100 方向]), 而在 17.5 kV/cm 时, 易磁化轴旋转  $90^\circ$ , 指向  $[01\bar{1}]$  方向. 这种易磁化轴的旋转可由应变诱导的磁弹各向异性进行解释. 应变诱导  $y$  轴方向的等效磁弹各向异性场<sup>[39]</sup> 可表示为:  $H_{\text{eff}} = 3\lambda Y (\varepsilon_y - \varepsilon_x)/M_S$ , 式中  $\lambda$  和  $Y$  分别为铁磁薄膜磁致伸缩系数和杨氏模量,  $\varepsilon_x$  和  $\varepsilon_y$  分别是 PMN-PT(011) 沿  $x$  轴和  $y$  轴方向的应变. CoFeB 磁致伸缩系数为正, 因而应变诱导的易磁化轴指向  $y$  轴使其发生  $90^\circ$  旋转.

### 2.3 电场调控垂直磁各向异性材料

垂直磁各向异性材料能够提高磁存储密度, 增加热稳定性, 对实际应用具有重要意义<sup>[40]</sup>. 在多铁异质结构中, 对于面内磁各向异性材料研究较多, 而垂直磁各向异性材料则较少涉及. Kim 等<sup>[41]</sup> 在 CoPd/PMN-PT(001) 中通过调节 CoPd 合金的比例和薄膜厚度得到了电场对 CoPd 合金垂直磁各

向异性的调控. Yu 等<sup>[42]</sup> 在 PMN-PT(001) 衬底上生长了 Ta/CoFeB/MgO 结构, 利用铁磁共振 (ferromagnetic resonance, FMR) 对样品在不同电场下的共振曲线进行测量, 研究了应变对具有垂直磁各向异性 CoFeB 的影响, 但应变对其影响较小. Shirahata 等<sup>[43]</sup> 将 Cu/Ni 多层膜生长在 BaTiO<sub>3</sub> 上, 由于 Cu/Ni 多层膜垂直磁各向异性来源于磁弹效应, 其对应变比较敏感, 在电场下 Cu/Ni 多层膜的易磁化轴从面外旋转到面内. 最近, 有多篇关于电场调控 Co/Pt 多层膜体系的报道<sup>[44–47]</sup>. Sun 等<sup>[45]</sup> 和 Peng 等<sup>[47]</sup> 通过仔细调节 Co 薄膜厚度, 在 Co/Pt 多层膜自旋重取向转变附近, 通过原位电场的 FMR 测量, 分析了电场对界面垂直磁各向异性的影响. 电场对垂直磁各向异性材料的研究方兴未艾, 为多铁异质结构注入了新的活力.

### 3 电场调控磁化翻转

作为电场调控磁性的一个重要目标——电场调控磁化翻转仍然是一个具有挑战性的课题. 对于单相多铁性材料  $R\text{FeO}_3$  ( $R = \text{Dy}_{0.70}\text{Tb}_{0.30}$ ,  $\text{Dy}_{0.75}\text{Gd}_{0.25}$ )<sup>[48]</sup> 和  $\text{Ba}_{0.5}\text{Sr}_{1.5}\text{Zn}_2(\text{Fe}_{0.92}\text{Al}_{0.08})_{12}\text{O}_{22}$ <sup>[49]</sup>, 可以分别在 2 和 150 K 下观察到电场调控磁化翻转, 但远低于室温的工作温度, 离实际应用还有一定的距离. Heron 等<sup>[50]</sup> 在  $\text{DyScO}_3$  衬底上依次生长了  $\text{BiFeO}_3$  和 CoFe 薄膜, 对  $\text{BiFeO}_3$  薄膜垂直加电压, 利用 X 射线磁圆二色性光发射电子显微镜测量, 加电压前后观察到了  $180^\circ$  磁化翻转. 这源于电压诱发  $\text{BiFeO}_3$  铁电畴  $71^\circ$  和  $109^\circ$  两次极化翻转<sup>[51]</sup>, 通过  $\text{BiFeO}_3$  和 CoFe 界面耦合, CoFe 磁矩发生相应的变化而导致  $180^\circ$  翻转. 进而在  $\text{BiFeO}_3$



上生长 CoFe/Cu/CoFe 自旋阀结构, 得到了完全的电场调控巨磁电阻. Zhou 等 [52] 使用 FMR 技术在此结构中得到了类似结果. 但 BiFeO<sub>3</sub> 在反复加电

压过程中离子迁移会不可逆转地氧化铁磁层 CoFe, 破坏界面耦合 [50].

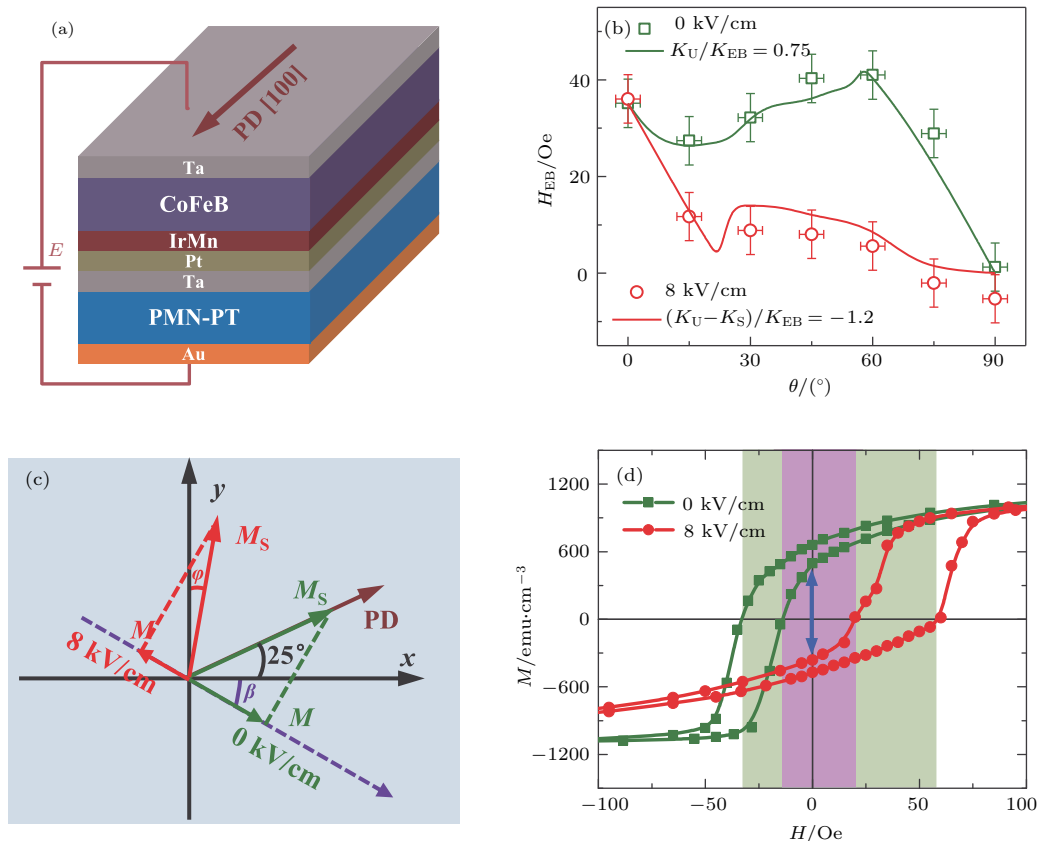


图 7 (a) 铁电衬底上生长交换偏置结构样品示意图; (b) 0 和 8 kV/cm 下交换偏置场的角度依赖行为; (c) 当钉扎方向与  $x$  轴有夹角时零磁场下磁矩取向; (d) 加电场前后磁滞区域分离的磁化曲线 [53]

Fig. 7. (a) Schematic of the sample combining exchanged-biased system with ferroelectric material; (b) angular dependences of exchange bias with 8 kV/cm on and off; (c) illustration of magnetization orientations at zero magnetic field under electric fields for optimized anisotropy configuration; (d) magnetic hysteresis loops under electric fields with separation of hysteresis region [53].

目前, 铁磁/铁电多铁异质结构中电场调控磁性的工作主要是电场对磁化强度大小的调控 [23,25-28], 而对于可逆磁化翻转的电场调控虽然有很多尝试, 但依然是一个具有挑战性的课题. 例如 Yang 等 [24] 在 Co/PMN-PT(001) 中, 对 PMN-PT 面内加电场, 在  $H = 3$  Oe 偏置磁场下, 利用 PMN-PT 极化电流产生的微小磁场得到了单次磁化翻转, 但是在电场作用下翻转后的磁矩无法重新回到初始磁化状态. 近年来, 在铁电衬底上生长铁磁/反铁磁交换偏置体系来研究电场调控磁性已有相关报道 [54-57]. 应变媒介磁电耦合中交换偏置体系的引入, 结合了应变机理和交换偏置, 为电场调控磁化翻转提供了新的思路. 例如 Liu 等 [54] 在 FeMn/FeGaB 体系中得到了交换偏置的电场调

控和电场对磁化翻转的不可逆调控. 最近, Chen 等 [53] 将 IrMn/CoFeB 交换偏置结构生长在 PMN-PT(011) 衬底上 (图 7(a)), 通过调节 CoFeB 厚度改变交换偏置大小, 使单向磁各向异性与应变诱导的单轴磁各向异性相匹配. 在电场作用下引入的应变引起了交换偏置体系中单向磁各向异性与单轴磁各向异性的竞争, 通过测量不同角度下的磁滞回线, 得到了电场对交换偏置的显著调控 (图 7(b)). 同时, 在某些角度实现了加电场前后磁滞回线回滞区域的分离, 从而实现了磁化翻转. 进一步优化样品结构, 如图 7(c) 所示, 将样品交换偏置钉扎方向与 [100] 方向形成一个夹角, 从而在电场作用下使磁化曲线的磁滞区域分离 (图 7(d)), 最终得到了零磁场下电场对磁化翻转的可逆调控. 但



这种磁化翻转不是  $180^\circ$  磁化翻转.

在单纯应变媒介磁电耦合中, 由于电场不能打破时间反演对称性, 理论上不能实现电场调控  $180^\circ$  磁化翻转, 因此需要引入其他辅助因素<sup>[19,20]</sup>, 比如多方向应变、形状各向异性、双轴磁各向异性材料等, 理论上已经有相关的探索.

在铁电衬底的面内加电压可以产生沿电极连线方向的单轴应变<sup>[58]</sup>, 这种单轴应变的方向取决于面内电极的位置, 与铁电材料的面内取向无关, 因此可以通过设计电极构型来产生不同方向的应变. 利用这种应变, 一对电极能够有效地调控磁性层磁矩旋转<sup>[58,59]</sup>, 理论上在 PMN-PT 上设计多对电极结构, 通过相邻电极对的配合, 能够使磁矩实现旋转“接力”, 从而有可能实现电场调控  $180^\circ$  磁化翻转<sup>[60,61]</sup>. Biswas 等<sup>[62]</sup> 在 PMN-PT 上设计两对电极, 利用磁力显微镜观察到了部分 Co 磁性小岛的磁矩发生了翻转. 但是这种结构需要面内多对

电极协同作用来加电压调控一个磁性纳米结构的磁性, 对于多个磁性纳米结构的调控由于大量电极的引入不利于集成小型化.

另一方面, Wang 等<sup>[63]</sup> 在理论上设计了“花瓣形”纳米磁体结构(图 8(a)), 其具有双轴磁各向异性, 易磁化轴沿着长轴方向, 铁电层的应变方向与纳米磁体结构的易磁化轴有一定的夹角(图 8(b)). 如图 8(c) 所示, 每次施加一次应变可以使磁矩旋转  $90^\circ$ , 这样通过电场诱导磁矩单方向连续的  $90^\circ$  旋转就可以得到电场非挥发调控  $180^\circ$  磁化翻转. 并且每个磁化状态在形状各向异性的作用下稳定存在. Peng 等<sup>[64]</sup> 利用方形结构也模拟了类似结果. 这种纳米磁体结构提高了样品制作难度, 同时也带来了磁性表征方法上的挑战. 另外纳米尺度磁体磁性的电场调控与其下面的铁电畴状态密切相关<sup>[65]</sup>, 如何局域而精确地调控铁电畴也是一个有待解决的问题.

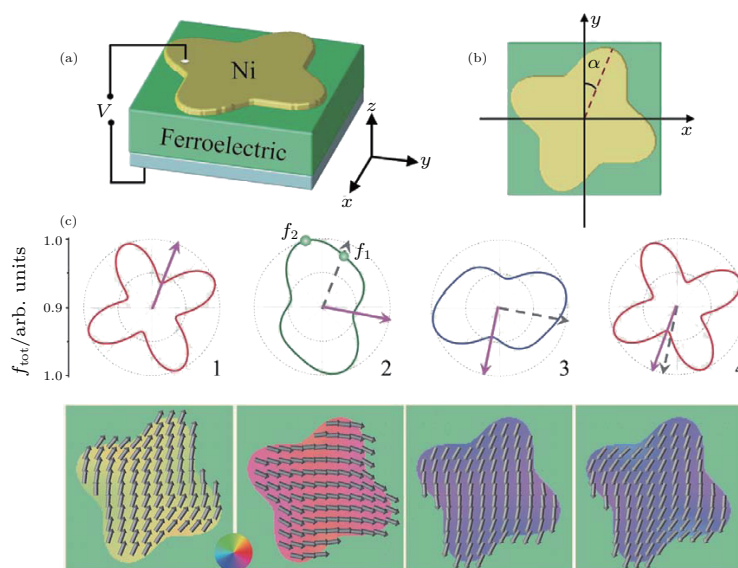


图 8 (a) “花瓣形”纳米磁体结构样品示意图; (b) 易磁化轴与应变方向有一夹角; (c) 电场诱导磁矩连续的单方向  $90^\circ$  旋转来实现磁化翻转的原理<sup>[63]</sup>

Fig. 8. (a) Illustration of a flower-shaped nanomagnet grown on a ferroelectric substrate; (b) the non-collinear structure of the magnetic easy axis and the uniaxial piezostrain; (c) the mechanism of reversible  $180^\circ$  magnetization switching achieved through a series of continuous  $90^\circ$  switching<sup>[63]</sup>.

#### 4 电场调控磁性隧道结

传统的自旋电子学器件如磁性隧道结等的调控都是通过电流产生的磁场或者自旋转移力矩效应来实现<sup>[3]</sup>, 由于电流发热的影响, 功耗较大. 多铁性材料的优势是用电场来调控磁性, 能够有效降低功耗. 因此多铁性材料和自旋电子学器件的结合

是未来存储和逻辑器件的一个有力竞争者<sup>[66]</sup>.

目前, 多铁性材料和磁性隧道结的结合有两种方案, 即铁电材料作为势垒的磁性隧道结<sup>[67-69]</sup>和生长在铁电衬底上的磁性隧道结<sup>[70-73]</sup>. 1) 铁电势垒磁性隧道结: 电场通过改变铁电极化调制界面磁性来调控隧道磁电阻. 常用的铁电势垒薄膜有  $\text{BaTiO}_3$ <sup>[68]</sup> 和  $\text{PbZr}_{0.2}\text{Ti}_{0.8}\text{O}_3$ <sup>[69]</sup> 等. 由于铁电超薄膜很难保持铁电性<sup>[21]</sup>, 这增加了制作难

度, 并且远低于室温的工作温度也限制了其实际应用. 2) 铁电/磁性隧道结: 得益于多铁异质结构中电场调控磁性的蓬勃发展, 把磁性隧道结生长在铁电材料上, 利用应变媒介磁电耦合效应使自由层磁矩旋转, 进而对磁性隧道结进行调控 [70,71]. Hu 等 [71] 通过相场模拟, 理论上预言了用这种结构作为存储单元的磁性随机存储器存储密度可达 88 Gb/inch<sup>2</sup>, 功耗可低至 0.16 fJ/bit, 同时写入时间不超过 10 ns. 这种高存储密度、高速度、低功耗的存储器件立刻引起了人们的广泛关注.

在实验上, Li 等 [72] 在 PMN-PT(011) 上生长 CoFeB/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/CoFeB 磁性隧道结. 在外加电场的

作用下, PMN-PT 产生各向异性应变并传递到磁性层, 从而引起磁性层磁各向异性改变. 在零磁场下, 钉扎层磁化方向不变, 铁电层施加电场产生应变导致自由层磁矩发生 90° 旋转, 从而实现了室温零磁场下电场对磁性隧道结中磁化相对取向和隧道磁电阻的调控 (图 9 (a)). Zhao 等 [73] 在 PMN-PT(001) 上生长 CoFeB/MgO/CoFeB 磁性隧道结 (图 9 (b)), 分别用面外和面内加电压的方法也得到了偏置磁场下隧道磁电阻的电场调控. 但这都是易失性的调控, 电场撤去之后, 磁性隧道结的磁电阻状态不能保持. 室温零磁场下电场对磁性隧道结的非易失性调控还未见报道, 仍需进一步研究.

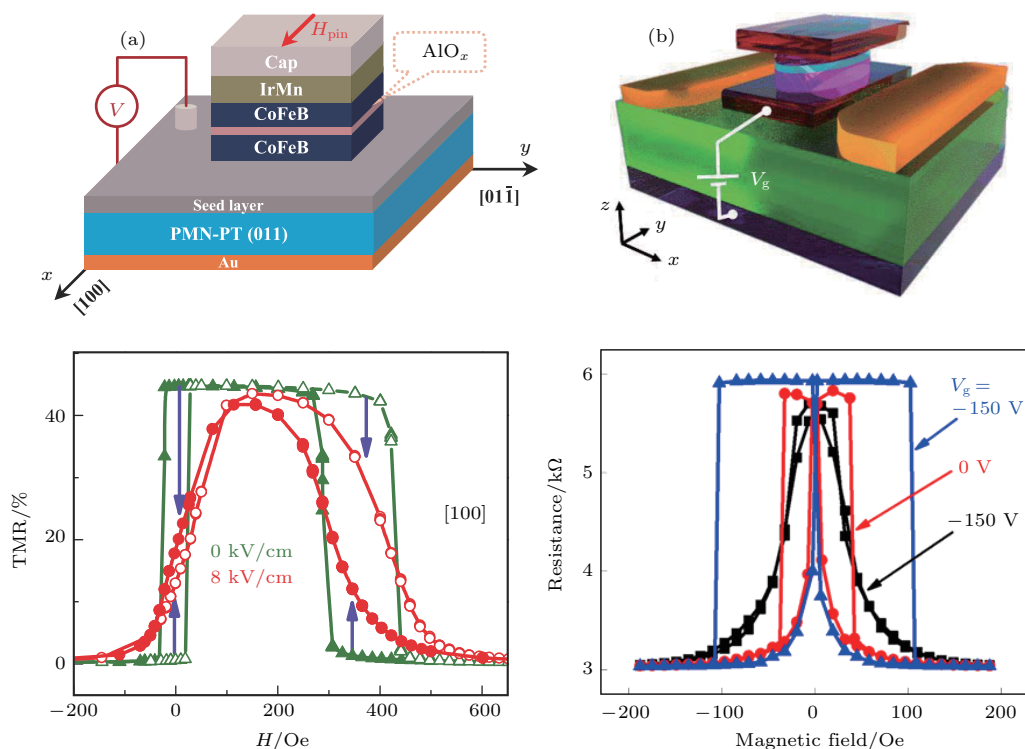


图 9 电场对 (a) CoFeB/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/CoFeB [72] 和 (b) CoFeB/MgO/CoFeB [73] 磁性隧道结的易失性调控  
Fig. 9. Volatile electric-field manipulation of (a) CoFeB/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/CoFeB [72] 和 (b) CoFeB/MgO/CoFeB [73] magnetic tunnel junctions.

## 5 总结与展望

近年来, 因其巨大的应用前景, 应力媒介磁电耦合效应的研究一直是当今材料科学研究的热点问题. 经过多年的研究, 在多铁异质结构中取得了一系列重要的研究成果, 得到了电场对磁性的显著调控, 但其依然面临着一些问题和挑战, 需要进一步研究.

1) 铁电畴相关的电场调控磁性行为表现出新

奇的特性, 109° 铁电畴翻转能够引起电场对磁性的非易失性调控. 在微观尺度, 也得到了对电场调控磁性的空间分辨. 但是如何控制不同类型的铁电畴翻转, 增加 109° 铁电畴翻转的比例, 乃至在纳米尺度精确得到 109° 铁电畴翻转尚不清楚. 纳米磁体磁性的电场调控与其下面的铁电畴状态密切相关, 如何局域而精确地调控铁电畴也是一个有待解决的问题. 纳米尺寸磁体结构的电场调控应该是未来电场调控磁性研究的重要方向.

2) 由于电场不能打破时间反演对称性, 因此

在应变媒介磁电耦合中电场最多使铁磁层磁矩旋转 $90^\circ$ , 因此如何实现电场调控磁矩 $180^\circ$  翻转还是一个需要进一步研究的难题. 理论上电场调控“花瓣形”或“方形”纳米磁体结构的磁性来实现电场调控 $180^\circ$  磁化翻转, 本质是电场诱导的单轴磁各向异性与纳米磁体结构的双轴磁各向异性之间的竞争. 因此利用具有双轴磁各向异性的磁性材料<sup>[74,75]</sup> 来代替特殊形状的纳米磁体结构也有可能实现电场调控磁化翻转. 但如何利用双轴磁各向异性的磁性材料来实现电场调控磁化翻转还需要对样品结构进一步优化. 多铁异质结构中具有双轴磁各向异性的磁性材料的引入为电场调控 $180^\circ$  磁化翻转提供了新的思路.

3) 现今多铁异质结构中铁电材料通常选取PMN-PT等单晶材料, 所需要的电压一般都比较, 这不利于与现在硅基电子学器件集成. 近年来, 高性能的铁电薄膜已经有相关报道<sup>[76,77]</sup>. Baek等<sup>[77]</sup> 在Si(001)衬底上外延生长了高质量的PMN-PT薄膜, 其具有优良的铁电性能. 因此, 在铁电薄膜上生长磁性材料研究电场调控磁性, 能够更好地与现有硅基电子学器件相结合, 可以更快地使多铁异质结构产品化, 但相关的研究还处于初步阶段. 这将是多铁异质结构研究的重要方向和目标.

4) 自旋轨道电子学<sup>[78-80]</sup> 和斯格明子<sup>[81-83]</sup> (skyrmion)是目前磁学领域的研究热点. 其与铁电材料相结合, 以应变对其调控也已经有相关探索. 例如Cai等<sup>[84]</sup> 在PMN-PT上制备Pt/Co/Ni/Co/Pt多层膜, 得到了零磁场下电流调控垂直磁化翻转. 理论上也有通过应变媒介磁电耦合效应来调控斯格明子的报道<sup>[85,86]</sup>. 多铁异质结构中磁电耦合效应与其他领域的交叉融合是一个新的发展方向, 有利于拓宽磁电耦合效应的应用范围, 引入新的调控自由度.

## 参考文献

- [1] Stamps R L, Breikreutz S, Akerman J, Chumak A V, Otani Y, Bauer G E W, Thiele J, Bowen M, Majetich S A, Klauui M, Prejbeanu I L, Dieny B, Dempsey N M, Hillebrands B 2014 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **47** 333001
- [2] Brataas A, Kent A D, Ohno H 2012 *Nat. Mater.* **11** 372
- [3] Chappert C, Fert A, van Dau F N 2007 *Nat. Mater.* **6** 813
- [4] Spaldin N A, Fiebig M 2005 *Science* **309** 391
- [5] Fiebig M 2005 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **38** R123
- [6] Fiebig M, Lottermoser T, Meier D, Trassin M 2016 *Nat. Rev. Mater.* **1** 16046
- [7] Dong S, Liu J, Cheong S, Ren Z 2015 *Adv. Phys.* **64** 519
- [8] Eerenstein W, Mathur N D, Scott J F 2006 *Nature* **442** 759
- [9] Schmid H 2008 *J. Phys.: Condens. Matter* **20** 434201
- [10] Bibes M 2012 *Nat. Mater.* **11** 354
- [11] Tokura Y 2007 *J. Magn. Magn. Mater.* **310** 1145
- [12] Matsukura F, Tokura Y, Ohno H 2015 *Nat. Nanotechnol.* **10** 209
- [13] Vaz C A F 2012 *J. Phys.: Condens. Matter* **24** 333201
- [14] Sun N X, Srinivasan G 2012 *SPIN* **2** 1240004
- [15] Song C, Cui B, Li F, Zhou X, Pan F 2017 *Prog. Mater. Sci.* **87** 33
- [16] Hill N A 2000 *J. Phys. Chem. B* **104** 6694
- [17] Ma J, Hu J, Li Z, Nan C 2011 *Adv. Mater.* **23** 1062
- [18] Nan C, Bichurin M I, Dong S, Viehland D, Srinivasan G 2008 *J. Appl. Phys.* **103** 031101
- [19] Chen A T, Zhao Y G 2016 *APL Mater.* **4** 032303
- [20] Hu J, Chen L, Nan C 2016 *Adv. Mater.* **28** 15
- [21] Fusil S, Garcia V, Barthélémy A, Bibes M 2014 *Annu. Rev. Mater. Res.* **44** 91
- [22] Park S E, Shrout T R 1997 *J. Appl. Phys.* **82** 1804
- [23] 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
- [24] Yang S, Peng R, Jiang T, Liu Y, Feng L, Wang J, Chen L, Li X, Nan C 2014 *Adv. Mater.* **26** 7091
- [25] Zhang S, Zhao Y, Xiao X, Wu Y, Rizwan S, Yang L, Li P, Wang J, Zhu M, Zhang H, Jin X, Han X 2014 *Sci. Rep.* **4** 3727
- [26] Zhang S, Zhao Y G, Li P S, Yang J J, Rizwan S, Zhang J X, Seidel J, Qu T L, Yang Y J, Luo Z L, He Q, Zou T, Chen Q P, Wang J W, Yang L F, Sun Y, Wu Y Z, Xiao X, Jin X F, Huang J, Gao C, Han X F, Ramesh R 2012 *Phys. Rev. Lett.* **108** 137203
- [27] Yang J J, Zhao Y G, Tian H F, Luo L B, Zhang H Y, He Y J, Luo H S 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 212504
- [28] Thiele C, Doerr K, Bilani O, Roedel J, Schultz L 2007 *Phys. Rev. B* **75** 054408
- [29] Nan T, Zhou Z, Liu M, Yang X, Gao Y, Assaf B A, Lin H, Velu S, Wang X, Luo H, 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
- [30] Fu H X, Cohen R E 2000 *Nature* **403** 281
- [31] Yang L, Zhao Y, Zhang S, Li P, Gao Y, Yang Y, Huang H, Miao P, Liu Y, Chen A, Nan C W, Gao C 2014 *Sci. Rep.* **4** 4591
- [32] Zhang S, Chen Q, Liu Y, Chen A, Yang L, Li P, Ming Z S, Yu Y, Sun W, Zhang X, Zhao Y, Sun Y, Zhao Y 2017 *ACS Appl. Mater. Inter.* **9** 20637
- [33] Liu Y, Zhao Y, Li P, Zhang S, Li D, Wu H, Chen A, Xu Y, Han X F, Li S, Ling D, Luo H 2016 *ACS Appl. Mater. Inter.* **8** 3784

- [34] Li P, Zhao Y, Zhang S, Chen A, Li D, Ma J, Liu Y, Pierce D T, Unguris J, Piao H, Zhang H, Zhu M, Zhang X, Han X, Pan M, Nan C 2017 *ACS Appl. Mater. Inter.* **9** 2642
- [35] Ba Y, Liu Y, Li P, Wu L, Unguris J, Pierce D T, Yang D, Feng C, Zhang Y, Wu H, Li D, Chang Y, Zhang J, Han X, Cai J, Nan C, Zhao Y 2018 *Adv. Funct. Mater.* **28** 1706448
- [36] Liu M, Howe B M, Grazulis L, Mahalingam K, Nan T, Sun N X, Brown G J 2013 *Adv. Mater.* **25** 4886
- [37] Liu M, Hoffman J, Wang J, Zhang J, Nelson-Cheeseman B, Bhattacharya A 2013 *Sci. Rep.* **3** 1876
- [38] Nan T, Liu M, Ren W, Ye Z, Sun N X 2014 *Sci. Rep.* **4** 5931
- [39] Liu M, Obi O, Cai Z, Lou J, Yang G, Ziemer K S, Sun N X 2010 *J. Appl. Phys.* **107** 073916
- [40] Ikeda S, Miura K, Yamamoto H, Mizunuma K, Gan H D, Endo M, Kanai S, Hayakawa J, Matsukura F, Ohno H 2010 *Nat. Mater.* **9** 721
- [41] Kim J, Ryu K, Jeong J, Shin S 2010 *Appl. Phys. Lett.* **97** 252508
- [42] Yu G, Wang Z, Abolfath-Beygi M, He C, Li X, Wong K L, Nordeen P, Wu H, Carman G P, Han X, Alhomoudi I A, Amiri P K, Wang K L 2015 *Appl. Phys. Lett.* **106** 072402
- [43] Shirahata Y, Shiina R, Gonzalez D L, Franke K J A, Wada E, Itoh M, Pertsev N A, van Dijken S, Taniyama T 2015 *Npg Asia Mater.* **7** e198
- [44] Xiao X, Sun L, Luo Y M, Zhang D, Liang J H, Wu Y Z 2018 *J. Phys. D: Appl. Phys.* **51** 115001
- [45] Sun Y, Ba Y, Chen A, He W, Wang W, Zheng X, Zou L, Zhang Y, Yang Q, Yan L, Feng C, Zhang Q, Ca J, Wu W, Liu M, Gu L, Cheng Z, Nan C, Qiu Z, Wu Y, Li J, Zhao Y 2017 *ACS Appl. Mater. Inter.* **9** 10855
- [46] Yang Q, Nan T, Zhang Y, Zhou Z, Peng B, Ren W, Ye Z, Sun N X, Liu M 2017 *Phys. Rev. Appl.* **8** 044006
- [47] Peng B, Zhou Z, Nan T, Dong G, Feng M, Yang Q, Wang X, Zhao S, Xian D, Jiang Z D, Ren W, Ye Z, Sung N X, Liu M 2017 *ACS Nano* **11** 4337
- [48] Tokunaga Y, Taguchi Y, Arima T, Tokura Y 2012 *Nat. Phys.* **8** 838
- [49] Chai Y S, Kwon S, Chun S H, Kim I, Jeon B, Kim K H, Lee S 2014 *Nat. Commun.* **5** 4208
- [50] 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
- [51] Doerr K, Herklotz A 2014 *Nature* **516** 337
- [52] Zhou Z, Trassin M, Gao Y, Gao Y, Qiu D, Ashraf K, Nan T, Yang X, Bowden S R, Pierce D T, Stiles M D, Unguris J, Liu M, Howe B M, Brown G J, Salahuddin S, Ramesh R, Sun N X 2015 *Nat. Commun.* **6** 6082
- [53] Chen A, Zhao Y, Li P, Zhang X, Peng R, Huang H, Zou L, Zheng X, Zhang S, Miao P, Lu Y, Cai J, Nan C 2016 *Adv. Mater.* **28** 363
- [54] Liu M, Lou J, Li S, Sun N X 2011 *Adv. Funct. Mater.* **21** 2593
- [55] Lebedev G A, Viala B, Lafont T, Zakharov D I, Cugat O, Delamare J 2011 *Appl. Phys. Lett.* **99** 232502
- [56] Xue X, Zhou Z, Peng B, Zhu M, Zhang Y, Ren W, Ren T, Yang X, Nan T, Sun N X, Liu M 2015 *Sci. Rep.* **5** 16480
- [57] Huong Giang D T, Duc N H, Agnus G, Maroutian T, Lecoer P 2013 *Adv. Nat. Sci.: Nanosci. Nanotechnol.* **4** 025017
- [58] Cui J, Hockel J L, Nordeen P K, Pisani D M, Liang C, Carman G P, Lynch C S 2013 *Appl. Phys. Lett.* **103** 232905
- [59] Cui J, Hockel J L, Nordeen P K, Pisani D M, Carman G P, Lynch C S 2014 *J. Appl. Phys.* **115** 17C711
- [60] Biswas A K, Bandyopadhyay S, Atulasimha J 2014 *Appl. Phys. Lett.* **105** 072408
- [61] Biswas A K, Bandyopadhyay S, Atulasimha J 2014 *Appl. Phys. Lett.* **104** 232403
- [62] Biswas A K, Ahmad H, Atulasimha J, Bandyopadhyay S 2017 *Nano Lett.* **17** 3478
- [63] Wang J J, Hu J M, Ma J, Zhang J X, Chen L Q, Nan C W 2014 *Sci. Rep.* **4** 7507
- [64] Peng R, Wang J J, Hu J, Chen L, Nan C 2015 *Appl. Phys. Lett.* **106** 142901
- [65] Buzzi M, Chopdekar R V, Hockel J L, Bur A, Wu T, Pilet N, Warnicke P, Carman G P, Heyderman L J, Noltling F 2013 *Phys. Rev. Lett.* **111** 027204
- [66] Manipatruni S, Nikonov D E, Young I A 2018 *Nat. Phys.* **14** 338
- [67] Gajek M, Bibes M, Fusil S, Bouzehouane K, Fontcuberta J, Barthelemy A, Fert A 2007 *Nat. Mater.* **6** 296
- [68] Garcia V, Bibes M, Bocher L, Valencia S, Kronast F, Crassous A, Moya X, Enouz-Vedrenne S, Gloter A, Imhoff D, Deranlot C, Mathur N D, Fusil S, Bouzehouane K, Barthelemy A 2010 *Science* **327** 1106
- [69] Pantel D, Goetze S, Hesse D, Alexe M 2012 *Nat. Mater.* **11** 289
- [70] Pertsev N A, Kohlstedt H 2009 *Appl. Phys. Lett.* **95** 163503
- [71] Hu J, Li Z, Chen L, Nan C 2011 *Nat. Commun.* **2** 553
- [72] Li P, Chen A, Li D, Zhao Y, Zhang S, Yang L, Liu Y, Zhu M, Zhang H, Han X 2014 *Adv. Mater.* **26** 4320
- [73] Zhao Z, Jamali M, D'Souza N, Zhang D, Bandyopadhyay S, Atulasimha J, Wang J 2016 *Appl. Phys. Lett.* **109** 92403
- [74] Guo X, Zuo Y, Li D, Cui B, Wu K, Yun J, Wang T, Xi L 2016 *Appl. Phys. Lett.* **108** 042403
- [75] Guo X, Han X, Zuo Y, Zhang J, Li D, Cui B, Wu K, Yun J, Wang T, Peng Y, Xi L 2016 *Appl. Phys. Lett.* **108** 152401
- [76] Miao P, Zhao Y, Luo N, Zhao D, Chen A, Sun Z, Guo M, Zhu M, Zhang H, Li Q 2016 *Sci. Rep.* **6** 19965
- [77] Baek S H, Park J, Kim D M, Aksyuk V A, Das R R, Bu S D, Felker D A, Lettieri J, Vaithyanathan V, Bharadwaja S S N, Bassiri-Gharb N, Chen Y B, Sun H P, Folkman



- C M, Jang H W, Kreft D J, Streiffer S K, Ramesh R, Pan X Q, Trolrier-Mckinstry S, Schlom D G, Rzchowski M S, Blick R H, Eom C B [2011 Science 334 958](#)
- [78] Soumyanarayanan A, Reyren N, Fert A, Panagopoulos C [2016 Nature 539 509](#)
- [79] Manchon A, Koo H C, Nitta J, Frolov S M, Duine R A [2015 Nat. Mater. 14 871](#)
- [80] Sinova J, Valenzuela S O, Wunderlich J, Back C H, Jungwirth T [2015 Rev. Mod. Phys. 87 1213](#)
- [81] Yu X Z, Onose Y, Kanazawa N, Park J H, Han J H, Matsui Y, Nagaosa N, Tokura Y [2010 Nature 465 901](#)
- [82] Yu X Z, Kanazawa N, Onose Y, Kimoto K, Zhang W Z, Ishiwata S, Matsui Y, Tokura Y [2011 Nat. Mater. 10 106](#)
- [83] Jiang W, Upadhyaya P, Zhang W, Yu G, Jungfleisch M B, Fradin F Y, Pearson J E, Tserkovnyak Y, Wang K L, Heinonen O, te Velthuis S G E, Hoffmann A [2015 Science 349 283](#)
- [84] Cai K, Yang M, Ju H, Wang S, Ji Y, Li B, Edmonds K W, Sheng Y, Zhang B, Zhang N, Liu S, Zheng H, Wang K [2017 Nat. Mater. 16 712](#)
- [85] Liu Y, Lei N, Zhao W, Liu W, Ruotolo A, Braun H, Zhou Y [2017 Appl. Phys. Lett. 111 022406](#)
- [86] Li Z, Zhang Y, Huang Y, Wang C, Zhang X, Liu Y, Zhou Y, Kang W, Koli S C, Lei N [2018 J. Magn. Magn. Mater. 455 19](#)

SPECIAL TOPIC — Multiferroicity: Physics, materials, and devices

# Progress of converse magnetoelectric coupling effect in multiferroic heterostructures\*

Chen Ai-Tian<sup>1)2)†</sup> Zhao Yong-Gang<sup>1)3)‡</sup>

1) (Department of Physics and State Key Laboratory of Low-Dimensional Quantum Physics, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

2) (Physical Science and Engineering Division, King Abdullah University of Science and Technology, Thuwal 23955-6900, Kingdom of Saudi Arabia)

3) (Collaborative Innovation Center of Quantum Matter, Beijing 100084, China)  
( Received 2 July 2018; revised manuscript received 15 July 2018 )

## Abstract

Electric-field control of magnetism has recently received much attention because of low-power consumption, which has potential applications in low-power multifunction devices. Ferromagnetic/ferroelectric multiferroic heterostructure is a useful way to realize the electric-field control of magnetism. Strain-mediated magnetoelectric coupling with large magnetoelectric coupling coefficient at room temperature is one of the current research hotspot. In this paper, we give an overview of recent progress of strain-mediated magnetoelectric coupling in multiferroic heterostructures. This review paper consists of five parts: introduction of multiferroics, electric-field control of magnetism in multiferroic heterostructures, electrical control of magnetization reversal, electric-field control of magnetic tunnel junctions, and the future prospects of multiferroic heterostructures.

The basic concepts of multiferroics and background of magnetoelectric coupling effect are introduced in the first part.

In the second part, a brief review of the recent work on the  $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})_{0.7}\text{Ti}_{0.3}\text{O}_3$  (PMN-PT) based multiferroic heterostructures is given. The PMN-PT has a FE domain structure, which plays a vital role in electric-field control of magnetism, especially the  $109^\circ$  domain switching. For PMN-PT (001), the importance of  $109^\circ$  domain switching on the nonvolatile electrical control of magnetism is discussed. For PMN-PT (011), it is shown how to obtain nonvolatile strain which induces magnetic easy axis to be rotated by  $90^\circ$ . The work on electric-field modulation of ferromagnetic material with perpendicular magnetic anisotropy is also mentioned.

Electric-field control of magnetization reversal is still a challenge and remains elusive. Combination of strain-mediated magnetoelectric coupling and exchanging bias is a promising method to reverse magnetization by electric field, and the exchange-biased system/ferroelectric structures are given in the third part. There are also some theoretical attempts and proposals to realize the electrical control of  $180^\circ$  magnetization reversal. Then the method to manipulate magnetic tunnel junctions by electric field is given through integrating multiferroics and spintronics. Further outlook of the multiferroic heterostructures is also presented finally.

**Keywords:** multiferroic heterostructures, converse magnetoelectric coupling effect, electric-field controlled magnetism, magnetization reversal

**PACS:** 75.85.+t, 77.55.Nv, 85.75.-d

**DOI:** 10.7498/aps.67.20181272

\* Project supported by the National Basic Research Program of China (Grant No. 2015CB921402) and the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 51788104, 51572150).

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

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