

# 钙钛矿型铁电薄膜结构及性能的应变调控

唐艳学 朱 炳 王飞飞

(上海师范大学 数理学院 上海 200234)

**摘 要:** 铁电薄膜具有铁电、压电、热释电、光伏效应等多种特性,在换能器、驱动器、传感器、能量收集器、太阳能电池等功能器件中具有广阔的应用前景. 铁电薄膜沉积在衬底上,其性能与衬底的约束引起的应变密切相关. 如何利用衬底调控铁电薄膜的应变,进而调控其极化状态,是显著提高其性能的关键. 综述了近年来利用应变工程调控铁电薄膜性能的研究进展及需要解决的问题.

**关键词:** 铁电薄膜; 应变调控; 极化状态

**中图分类号:** O 469 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-5137(2015)04-0435-07

## 0 引 言

铁电体的本质特征是具有自发极化,且自发极化可在电场作用下转向. 极化状态在应力、温度、电场、光照等外界条件下变化,产生压电、热释电、光伏效应等. 利用这些特性,铁电薄膜作为核心敏感元件在换能器、驱动器、传感器、能量收集器等功能器件中具有广阔的应用前景<sup>[1-4]</sup>. 为了获得高性能的铁电薄膜,采用的方法主要集中在选择衬底、缓冲层、电极,通过优化薄膜的制备方法及其工艺,来提高薄膜的结晶质量、微结构及组分的均匀性、降低缺陷浓度及内应力等<sup>[3-8]</sup>.

铁电薄膜沉积在衬底上,在垂直于衬底方向上可以自由膨胀,而薄膜面内只能与衬底一起膨胀或压缩. 由于薄膜与衬底间的晶格及热膨胀失配或是在薄膜沉积过程中所形成的缺陷,导致薄膜内存在应力. 因此,铁电薄膜的性能与相应的体材料有很大的差别<sup>[3-8]</sup>. 虽然这种应变经常导致铁电薄膜性能的降低,但是如果选择合适的衬底及生长参数,利用应变也可以增强铁电薄膜特定的性能,即利用应变来调控材料的宏观物理性能,称为“应变工程”. 由于晶格与其自由度间存在着强烈的耦合,晶格的应变必将导致材料宏观性质的变化,这也是利用应变来调控这类材料物性的理论依据<sup>[9-11]</sup>. 本文作者综述了近年来利用应变工程调控铁电薄膜的应变状态、进而调控其性能的研究进展及需要解决的问题. 结果表明:应变可以有效调控铁电薄膜的结构、铁电-顺电相变温度、剩余极化强度、热释电系数、铁电-半导体耦合性能等<sup>[12-20]</sup>. 这为提升铁电薄膜的性能提供了新的途径,对于开发多功能化、高性能的器件具有重要的意义.

## 1 薄膜中引入应变的方法

### 1.1 静态外延应变

通常在一定取向的单晶衬底上,生长出与衬底保持一定晶体学取向关系的单晶薄膜,称为外延薄膜. 在均匀的外延单晶膜中,内应力来源于薄膜与衬底间的晶格及热膨胀失配、铁电-顺电相变的自应变

收稿日期: 2015-06-30

基金项目: 上海市自然科学基金(13ZR1430200)

通信作者: 唐艳学,中国上海市徐汇区桂林路100号,上海师范大学数理学院,邮编:200234,E-mail: yanxuetao@shnu.edu.cn

(薄膜沉积温度在相变温度以上)、缺陷(位错、空位)、沉积过程中引起尺寸变化<sup>[21]</sup>. 由这些因素引入的应变称为静态外延应变<sup>[3]</sup>.

薄膜与衬底间的晶格失配度  $f = (a - a_0) / a$  是决定薄膜外延应变的重要参数, 其中  $a$  是衬底的面内晶格常数,  $a_0$  是材料在自由状态下的晶格常数(假设面内晶格为正方形结构), 如图 1 所示. 经验上, 要求  $f$  越小越好, 一般小于 10%<sup>[22]</sup>. 当薄膜生长在面内结构类似的衬底上时, 由于晶格失配, 薄膜中产生相应的应变. 当  $a_0 > a$  时, 薄膜在面内受到衬底的压应力, 诱导出压应变, 相应地, 薄膜在垂直于膜面的方向上受到张应变的作用, 如图 1(a)、1(b) 所示. 当  $a_0 < a$  时, 薄膜在面内受到衬底的张应力, 诱导出张应变, 相应地, 薄膜在垂直于膜面的方向上受压应变的作用, 如图 1(c)、1(d) 所示.

另外一个决定薄膜应变大小的因素是薄膜的厚度. 随着厚度增加, 衬底对薄膜的约束作用逐渐减弱, 应变也相应地开始弛豫, 应变逐渐减小. 通常人们利用 Matthews 公式<sup>[23]</sup> 来估算薄膜应变的临界厚度  $t_c = a_0 / (2f)$ . 当薄膜厚度小于  $t_c$  时, 薄膜处于完全应变状态; 当薄膜厚度大于  $t_c$  时, 薄膜处于部分应变弛豫或完全弛豫状态<sup>[24]</sup>. 在钙钛矿结构的外延薄膜中, 利用上述公式, 可以估计, 薄膜的临界厚度在几个纳米到一百纳米之间. 可以通过特定器件应用所需要的性能来权衡薄膜应变及厚度. 例如, 对于铁电随机存储器, 需要  $\text{BaTiO}_3$  薄膜的厚度为几百埃, 这就限制薄膜应变低于 0.5%; 然而, 实验发现,  $\text{BaTiO}_3$  薄膜厚度为 500 Å 时, 薄膜的应变也可达 -1.7%<sup>[12]</sup>.

因此, 选择适当的衬底(取向以及晶格常数)以及薄膜厚度可以生长出不同应变状态的外延薄膜. 则静态外延应变调控的途径主要有两种, 一类是在不同衬底上制备厚度相同的薄膜<sup>[25]</sup>; 另一类是在同一衬底上制备不同厚度的薄膜<sup>[26-27]</sup>. 这两类方法能够从一定程度上反映应变对薄膜结构及物理性能的影响. 缺点是难以保证不同样品的一致性, 及实现薄膜应变的实时调控, 如需要制备一系列样品, 薄膜之间的一致性很难保证(如结晶度、晶粒尺寸、缺陷等). 在不同条件下得到的结果往往会不同.

## 1.2 原位动态应变

调控薄膜应变的一种新途径是利用衬底原位动态应变, 即将铁电薄膜直接生长在压电单晶衬底上, 单晶衬底在电场激励下, 面内、面外晶格参数发生变化, 利用单晶的逆压电效应产生的应变调控薄膜的晶胞状态, 使其产生原位拉伸或压缩, 进而改变薄膜的结构、铁电极化, 从而实现对铁电薄膜性能的调控. 原位动态应变调控利用压电单晶衬底的逆压电效应原位控制衬底晶格参数的变化来调控薄膜的应变, 不仅可以实现原位动态调控铁电薄膜的应变, 而且可以实现薄膜面内应变各向异性的调控, 如图 2 所示. 为铁电薄膜性能的调控提供了全新的途径. 类似的应变调制方法在多铁性、铁磁复合材料中应用, 显著增强了磁电耦合性能<sup>[9-11]</sup>. 但该方法应用在铁电薄膜中的文献报道很少.

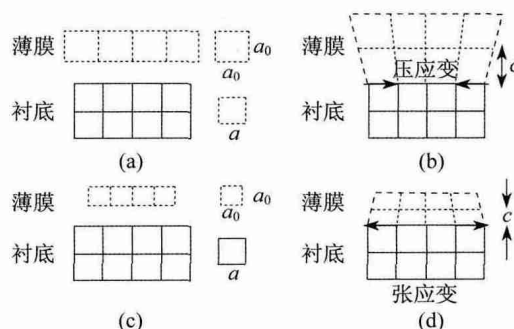


图 1 异质外延诱导的薄膜应变

(a) 和 (c) 薄膜材料和衬底在自由状态下的晶格示意图;  
(b) 和 (d) 外延生长在衬底上的薄膜应变示意图.

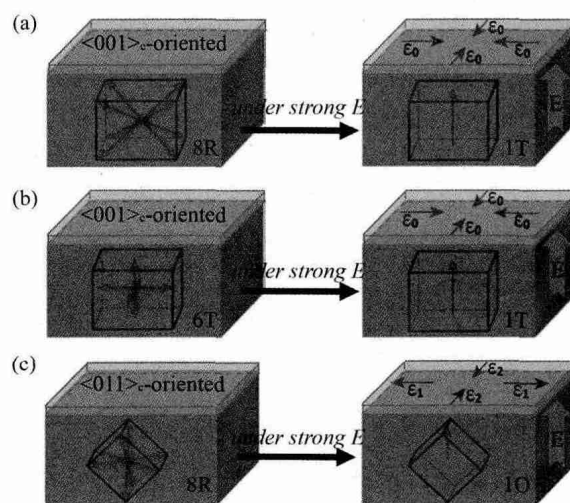


图 2 不同结构单晶衬底的逆压电效应产生的应变调控薄膜应变的示意图<sup>[28]</sup>

## 2 应变调控铁电薄膜的结构及性能

### 2.1 调控铁电薄膜的相结构

钙钛矿型铁电薄膜的自发极化是离子相对位移引起的, 其极化状态在外加应变或者应力作用下改变, 则铁电薄膜的相结构及畴结构会发生变化. Choi 等人采用分子束外延和脉冲沉积法将 BaTiO<sub>3</sub> 薄膜外延生长在 GdScO<sub>3</sub> 和 DyScO<sub>3</sub> 单晶衬底, 薄膜沿 c 轴取向, 面内应变分别为 -1.0% 和 -1.7%, 如图 3 所示<sup>[12]</sup>. BaTiO<sub>3</sub> 薄膜面内晶格常数比单晶块材的要小, 其中 BaTiO<sub>3</sub>/GdScO<sub>3</sub> 的面内晶格常数 *a* 更小, 表明该 BaTiO<sub>3</sub> 薄膜受到面内压应变的作用. 由于受到衬底的约束, 随着温度的升高, 薄膜面内晶格常数也随着衬底面内晶格常数相应地增大, 这是衬底热胀冷缩的结果; BaTiO<sub>3</sub> 薄膜面外晶格常数比单晶块材要大, 表明该薄膜在面外方向上受到张应变作用, 其中 BaTiO<sub>3</sub>/GdScO<sub>3</sub> 的面外晶格常数 *c* 更大. 随着温度的升高, 面外晶格常数都有一个明显的相变点, 这是 BaTiO<sub>3</sub> 的一级结构相变. BaTiO<sub>3</sub> 在自由状态下, 居里温度为 ~130 °C. 在双轴应变调控下, 在高于 130 °C 的温度下, BaTiO<sub>3</sub> 薄膜仍然保持四方相 (P4mm). 利用 GdScO<sub>3</sub> 和 DyScO<sub>3</sub> 衬底应变调控 BaTiO<sub>3</sub> 薄膜应变, 分别将其居里温度提高到 ~420 °C 和 ~680 °C, 明显比体材料的居里温度要高, 提高了材料的温度稳定性, 这对于该材料的应用极为重要. 而且, 他们根据朗道热力学理论计算了处于应变状态下的 BaTiO<sub>3</sub> 薄膜的相变情况: 随着面内压应变的增大, 铁电-顺电相变温度迅速升高, 比张应变的要快些. 实验值 (如图 3 所示) 与理论预期基本相符. 因此, 衬底诱导的薄膜应变可以有效地调控铁电薄膜的相结构, 从而提升其相变温度, 拓展其温度使用范围.

### 2.2 调控铁电性能

剩余极化及矫顽场是表征薄膜铁电性能的重要参数. Maria, Wasa 等人在 LaAlO<sub>3</sub> 单晶衬底上制备出了外延 0.70Pb(Mg<sub>1/3</sub>Nb<sub>2/3</sub>)O<sub>3</sub>-0.30PbTiO<sub>3</sub> 薄膜, 薄膜的剩余极化大约只是对应组分单晶的 75%<sup>[5]</sup>. Choi 等人采用脉冲沉积法制备的 BaTiO<sub>3</sub>/GdScO<sub>3</sub> 外延膜的剩余极化、矫顽场分别为 ~50 μC/cm<sup>2</sup>、80 kV/cm, BaTiO<sub>3</sub>/DyScO<sub>3</sub> 外延膜的剩余极化、矫顽场分别为 ~70 μC/cm<sup>2</sup>、5 kV/cm, 如图 4 所示<sup>[12]</sup>. 剩余极化较 BaTiO<sub>3</sub> 单晶 (~25 μC/cm<sup>2</sup>) 提高了约 270%. 该薄膜为部分弛豫样品, 应变为 -1.3%, 如果 BaTiO<sub>3</sub>/DyScO<sub>3</sub> 外延膜的应变为 -1.7%, 剩余极化会更高. 因此, 衬底诱导的薄膜应变可以有效地调控薄膜的铁电性能.

### 2.3 调控热释电性能

薄膜的热释电系数是决定红外探测及成像器件

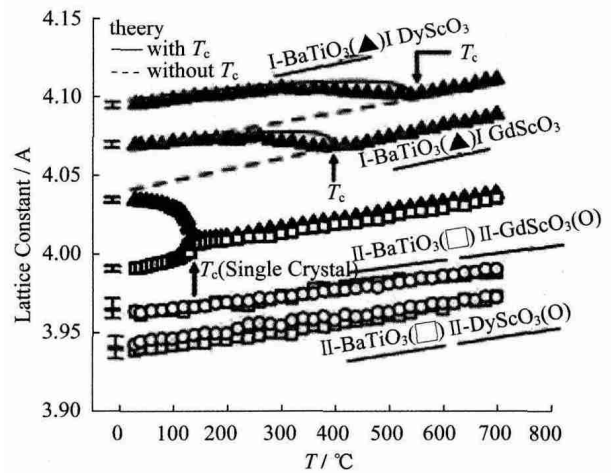


图3 BaTiO<sub>3</sub> 单晶、外延 BaTiO<sub>3</sub>/GdScO<sub>3</sub> 和 BaTiO<sub>3</sub>/DyScO<sub>3</sub> 薄膜面内、面外晶格参数 *a* 和 *c* 随温度的变化. 高温斜率变化表示相变 *T<sub>c</sub>* 代表铁电-顺电相变温度. 在双轴应变调控下, BaTiO<sub>3</sub> 薄膜面外的晶格参数的测量值与有铁电相变及没有相变的理论值进行了比较<sup>[12]</sup>.

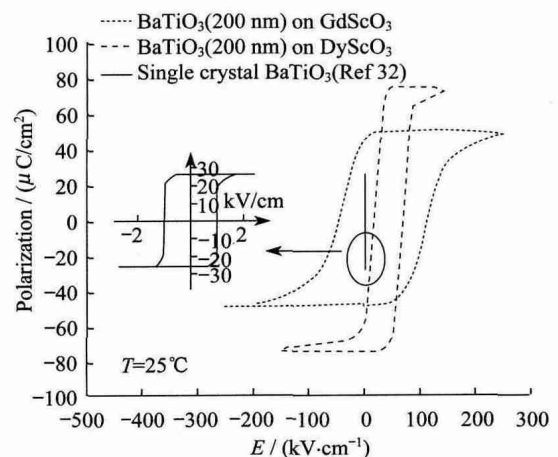


图4 BaTiO<sub>3</sub> 单晶、外延 BaTiO<sub>3</sub>/GdScO<sub>3</sub> 和 BaTiO<sub>3</sub>/DyScO<sub>3</sub> 薄膜的电滞回线 (采用 SrRuO<sub>3</sub> 作为上、下电极). 选用自由状态的 BaTiO<sub>3</sub> 单晶的电滞回线作为比较<sup>[12]</sup>.

性能的重要参数,其不仅取决于温度均匀变化引起的极化改变( $dP = p_i^{(1)} dT$ ,  $p_i^{(1)}$  为初级热释电系数,称为初级热释电效应),而且与晶格热膨胀-压电耦合效应密切相关,即因温度  $T$  改变时产生的形变  $\varepsilon$  通过压电效应改变极化(其强弱用次级热释电系数( $p_i^2 = d_{ij}^T c_{jk}^T \alpha_k^T$ , 其中  $d$ 、 $c$ 、 $\alpha$  分别为压电系数、弹性刚度、热膨胀系数)来表征,称为次级热释电效应)。因此,探索应变调控铁电薄膜中的热释电效应的方法,对于设计与开发高性能的热释电器件具有重要的意义。

美国明尼苏达大学 Ye 等人采用空气隙微桥结构降低衬底对锆钛酸铅(PZT)和钛酸铅(PT)铁电薄膜的夹持效应,发现总热释电系数变化不大。他们认为在钙钛矿型铁电材料中,由于异号压电系数相消,晶格热膨胀-压电效应耦合对热释电系数的贡献非常有限<sup>[14]</sup>。然而,美国康涅狄格大学 Sharma 等人用热力学方法分析了外延铁电薄膜中内应力对热释电性能的影响,发现热释电系数与薄膜/衬底间的应变失配密切相关。他们在晶格及热膨胀匹配的单晶衬底(LaAlO<sub>3</sub>, Sr<sub>2</sub>TaAlO<sub>6</sub>, MgO, SrTiO<sub>3</sub>)上外延生长的 PZT 和钛酸锶钽(BST)铁电薄膜的热释电系数比在 Si 衬底上生长的薄膜大 10 倍,薄膜沉积在 LaAlO<sub>3</sub>, LSAT 和 MgO 衬底上时产生压热应力,因此,面外极化对薄膜的贡献很大,如图 5 所示。在临界厚度附近,薄膜的热释电系数大幅度增加,如图 6 所示<sup>[15]</sup>。最近,本文作者在 PMN-PT 薄膜与 Si 衬底之间引入不同的缓冲层 LaNiO<sub>3</sub>、La<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>CoO<sub>3</sub>, 薄膜的热释电系数相差 3 倍<sup>[7, 16]</sup>。这些研究表明衬底应变可以有效调控铁电薄膜的热释电系数。

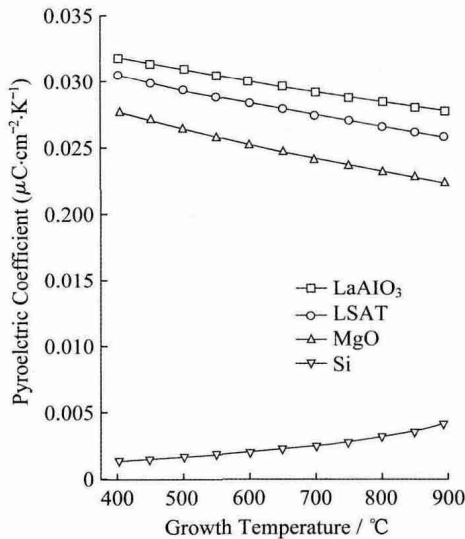


图 5 在不同衬底上生长的 PZT 50/50 多晶膜的热释电系数随生长温度的变化。

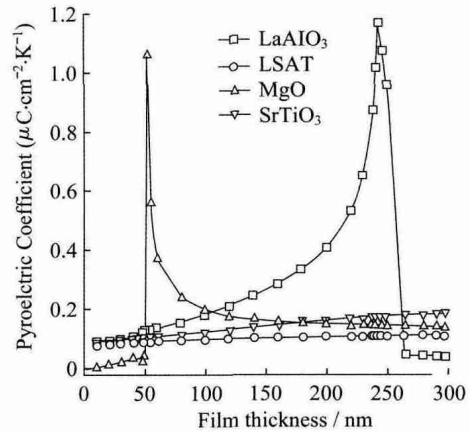


图 6 在不同衬底上生长的 PZT 50/50 多晶膜的热释电系数随厚度的变化。

这些工作也引起高性能热释电材料与弹性材料复合材料的发展<sup>[29-30]</sup>。2008 年,英国克兰菲尔德大学 Chang 等人采用热释电材料-锆钛酸铅(PZT)薄膜与弹性层-不锈钢(SS)叠层复合,利用它们间存在大的热膨胀失配引起的大应变,施加在 PZT 薄膜上,调控晶格热膨胀-压电耦合效应,由于次级热释电系数的贡献,有效热释电系数提高了 100%<sup>[29]</sup>。增强的热释电系数导致热释电能量收集器的最大功率密度、效率提高了 254%<sup>[30]</sup>。

#### 2.4 调控铁电-半导体耦合性能

大多数铁电体兼具铁电性和半导体性。在光照下,铁电半导体内产生的光生载流子在其自身内极化电场作用下被分离,定向移动到电极层,从而产生光伏信号输出。铁电半导体中的光生载流子(电子-空穴对)分离的根本动力是由自发极化引起的内建电场。对于铁电体而言,剩余极化及极化引起的内电场是存在于在整个铁电体区域内的,电荷的传输不受扩散的限制,因此输出的光生电压不受能隙的限制,而远高于能隙。而且,由于铁电半导体中的有效场比传统半导体 p-n 结高出一个数量级,光伏电压较传

统 p-n 结高 2~4 个数量级, 使其在光传感器、光驱动器、太阳能电池方面具有诱人的应用前景。

Guo 等人研究了未极化、正向极化、反向极化  $\text{BiFeO}_3$  (BFO) 薄膜的光伏效应, 证实了铁电极化场对光电流的形成确实是起到了主导的作用<sup>[18]</sup> 如图 7 所示。

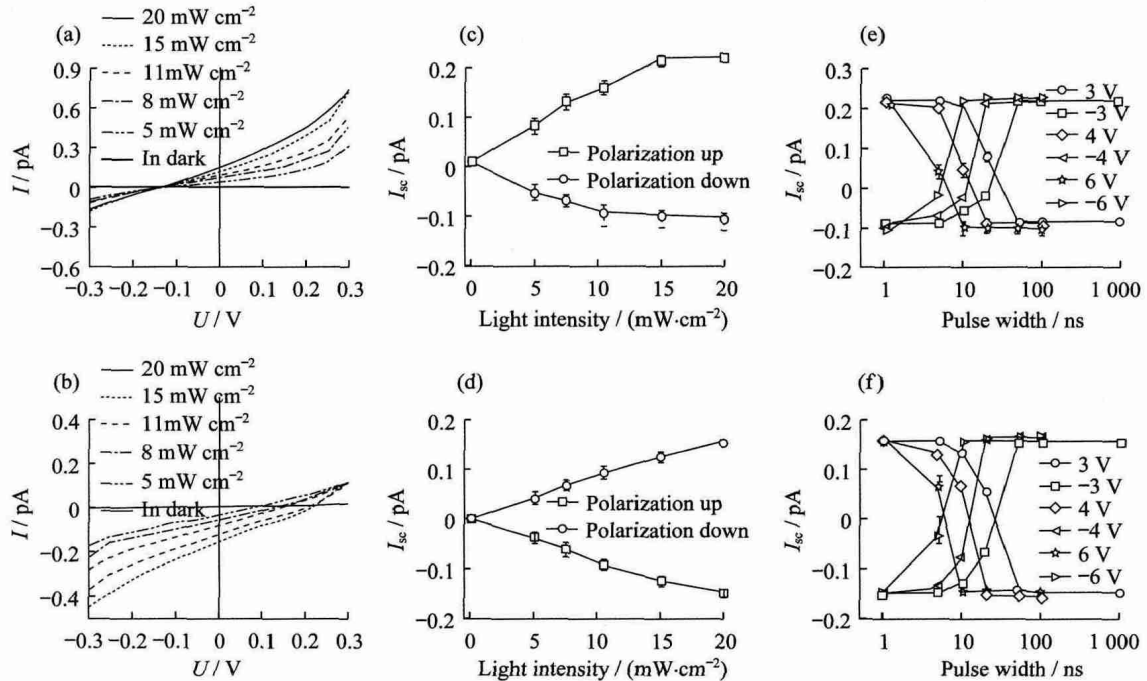


图 7  $\text{Fe}/\text{BiFeO}_3/\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{MnO}_3/\text{SrTiO}_3$  结构的光伏响应. 不同光照强度下 (a) 负向极化样品; (b) 正向极化样品的  $I-U$  响应, (c) 正面极化、负面极化样品的开路电压; (d) 短路电流随着光照强度的变化. 脉冲宽度对 (e) 开路电压; (f) 短路电流的影响<sup>[18]</sup>.

因此, 通过衬底应变来实现对薄膜晶格的调控, 改变薄膜微结构及铁电极化, 进而实现对半导体的电阻、耗尽层、电流-电压 ( $I-U$ ) 等响应的调制, 达到获得高性能铁电半导体性能的目的. 这对于器件应用必将具有重要意义. 铁电半导体目前的研究正处于起步阶段, 目前围绕应变对其极化、电阻、 $I-U$  响应的影响目前研究还很少。

### 3 结论及展望

通过应变工程可以有效调控铁电薄膜的极化状态, 进而调控其相结构、畴结构、剩余极化、热释电性能、铁电-半导体耦合性能等. 目前主要采用静态外延应变调控铁电薄膜的结构和性能, 即选择适当的衬度 (取向以及晶格常数) 以及薄膜厚度来调控铁电薄膜的应变状态. 但是目前没有原位动态应变调控铁电薄膜性能文献报道. 如果将原位动态应变调控应用到铁电薄膜中, 针对特定的应用改善相应的性能, 器件性能会得到大幅度的提升。

### 参考文献:

- [1] ZOOK J D, LIU S T. Pyroelectric effects in thin film [J]. Journal of Applied Physics, 1978, 49: 4605-4606.
- [2] 钟维烈. 铁电体物理学 [M]. 北京: 科学出版社, 1998.
- [3] SETTER N, DAMJANOVIC D, ENG L, et al. Ferroelectric thin films: Review of materials, properties, and applications [J]. Journal of Applied Physics, 2006, 100: 051606.

- [4] SCOTT J F. Applications of modern ferroelectrics [J]. *Science* 2007 315(5814): 954 – 959.
- [5] MARIA J P, HACKENBERGER W, TROLIER-McKINSTRY S. Phase development and electrical property analysis of pulsed laser deposited  $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ - $\text{PbTiO}_3$  (70/30) epitaxial thin films [J]. *Journal of Applied Physics* 1998 84: 5147 – 5154.
- [6] WASA K, ITO S, NAKAMURA K, et al. Electromechanical coupling factors of single-domain  $0.67\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ - $0.33\text{PbTiO}_3$  single-crystal thin films [J]. *Applied Physics Letters* 2006 88(12): 122903.
- [7] TANG Y X, ZHOU D, TIAN Y, et al. Low Temperature processing of high-performance  $0.74\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ - $0.26\text{PbTiO}_3$  thin films on  $\text{La}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{CoO}_3$  buffered Si substrates for pyroelectric arrays applications [J]. *Journal of the American Ceramic Society* 2012 95(4): 1367 – 1371.
- [8] YAO Q R, WANG F F, LEUNG C M, TANG Y X, et al. Ferroelectric and dielectric properties of  $\text{La}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{CoO}_3$ -buffered  $0.7\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ - $0.3\text{PbTiO}_3$  thin film by pulsed laser deposition [J]. *Journal of Alloys and Compounds* 2014 588: 290 – 293.
- [9] MA J, HU J M, LI Z, et al. Recent progress in multiferroic magnetoelectric composites: from bulk to thin films [J]. *Advanced Materials* 2011 23(9): 1062 – 1087.
- [10] YANG S W, PENG R C, JIANG T, et al. Non-Volatile  $180^\circ$  magnetization reversal by an electric field in multiferroic heterostructures [J]. *Advanced Materials* 2014 26(41): 7091 – 7095.
- [11] KREISEL J, ALEXE M, THOMAS P A. A photoferroelectric material is more than the sum of its parts [J]. *Nature Materials* 2012 11(4): 260.
- [12] CHOI K J, BIEGALSKI M, LI Y L, et al. Enhancement of ferroelectricity in strained  $\text{BaTiO}_3$  thin films [J]. *Science* 2004 306(5698): 1005 – 1009.
- [13] MEWNHAM R E, SKINNER D P, CROSS L E. Connectivity and piezoelectric-pyroelectric composites [J]. *Materials Research Bulletin* 1978 13: 525 – 536.
- [14] YE C P, TAMAGAWA T, POLLA D L. Experimental studies on primary and secondary pyroelectric effects in  $\text{Pb}(\text{Zr}_x\text{Ti}_{1-x})\text{O}_3$ ,  $\text{PbTiO}_3$  and  $\text{ZnO}$  thin films [J]. *Journal of Applied Physics* 1991 70: 5538 – 5543.
- [15] SHARMA A, BAN Z G, ALPAY S P, et al. Pyroelectric response of ferroelectric thin films [J]. *Journal of Applied Physics* 2004 95: 3618 – 3625.
- [16] YANG Y X, TIAN Y, WANG F F, et al. Deposition and characterization of pyroelectric PMN-PT thin films for uncooled infrared focal plane arrays [J]. *Materials Science Forum* 2011 687: 242 – 246.
- [17] TANG Y X, ZHOU D, TIAN Y, et al. Low temperature processing of high-performance  $0.74\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ - $0.26\text{PbTiO}_3$  thin films on  $\text{La}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{CoO}_3$  buffered Si substrates for pyroelectric arrays applications [J]. *Journal of the American Ceramic Society* 2012 95(4): 1367 – 1371.
- [18] GUO R, YOU L, ZHOU Y, et al. Non-volatile memory based on the ferroelectric photovoltaic effect [J]. *Nature Communications* 2013 4: 1990.
- [19] RAMESH R, SPALDIN N A. Multiferroics: progress and prospects in thin films [J]. *Nature Materials* 2007 6(1): 21 – 29.
- [20] CHOI T, LEE S, CHOI Y J, et al. Switchable ferroelectric diode and photovoltaic effect in  $\text{BiFeO}_3$  [J]. *Science* 2009 324(5923): 63 – 66.
- [21] 田民波. 薄膜技术与薄膜材料 [M]. 北京: 清华大学出版社, 2006.
- [22] PASHLEY D W. The study of epitaxy in thin surface films [J]. *Advances in Physics* 1956 5(18): 173 – 240.
- [23] MATTEWS J W, BLAKESLEE A E. Defects in epitaxial multilayers: II. Misfit dislocations [J]. *Journal of Crystal Growth* 1974 27: 118 – 125.
- [24] OHRING M. *The Materials Science of Thin Film* [M]. San Diego: Academic Press, 1992.
- [25] INFANTE I C, LISENKOV S, DUPE B, et al. Bridging Multiferroic Phase Transitions by Epitaxial Strain in  $\text{BiFeO}_3$  [J]. *Physical Review B* 2010 105(5): 057601.
- [26] YANG Y J, LUO Z L, HUANG H L, et al. Electric-field-control of resistance and magnetization switching in multiferroic  $\text{Zn}_{0.4}\text{Fe}_{2.6}\text{O}_4/0.7\text{Pb}(\text{Mg}_{2/3}\text{Nb}_{1/3})\text{O}_3$ - $0.3\text{PbTiO}_3$  epitaxial heterostructures [J]. *Applied Physics Letters* 2011 98

(15): 153509.

- [27] ZHU X H ,BEA H ,BIBES M ,et al. Thickness-dependent structural and electrical properties of multiferroic Mn-doped BiFeO<sub>3</sub> thin films grown epitaxially by pulsed laser deposition [J]. Applied Physics Letters 2008 93(8): 082902.
- [28] WANG Z G ,WANG Y J ,LUO H S ,et al. Crafting the strain state in epitaxial thin films: A case study of CoFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub> films on Pb( Mg ,Nb )O<sub>3</sub>-PbTiO<sub>3</sub> [J]. Physical Review B 2014 90: 134103.
- [29] CHANG H H S ,HUANG Z. Substantial pyroelectric effect enhancement in laminated composites [J]. Applied Physics Letters 2008 92(15): 152903.
- [30] CHANG H H S ,HUANG Z. Laminate composites with enhanced pyroelectric effects for energy harvesting [J]. Smart Materials & Structure 2010 19(6): 065018.

## Strain engineering on structures and properties in ferroelectric thin films with perovskite structures

TANG Yanxue , ZHU Bing , WANG Feifei

( College of Mathematics and Sciences ,Shanghai Normal University ,Shanghai 200234 ,China)

**Abstract:** Ferroelectric thin films possess ferroelectric ,piezoelectric ,pyroelectric and photovoltaic properties ,which have bright prospect for transducers ,actuators ,sensors ,energy harvesting and solar cells. The properties of ferroelectric films are closely related to their strain due to films constrained by substrates. Therefore ,the key to improve the properties of ferroelectric films is how to use substrates to regulate and control their strain ,and then regulate their polarized state. This paper review the research progress of regulating the properties of ferroelectric films with perovskite structure by strain engineering and the problems needed to be resolved.

**Key words:** Ferroelectric thin films; strain engineering; polarized state

( 责任编辑: 顾浩然)