

# 高可调低损耗电介质薄膜的制备及性能\*

余晨曦<sup>1)</sup> 江昊霖<sup>1)</sup> 肖志峰<sup>1)2)</sup> 包小青<sup>1)2)</sup>王丹<sup>1)2)</sup> 邓功勋<sup>1)</sup> 王爱记<sup>1)2)†</sup>

1) (北京师范大学物理与天文学院, 北京 100875)

2) (北京师范大学, 多尺度自旋物理教育部重点实验室, 北京 100875)

(2025年7月16日收到; 2025年8月6日收到修改稿)

微波可调器件是相控阵天线和射频前端的重要组成部分, 对于实现频率、相位和幅度的精准控制至关重要. 电介质陶瓷块体材料在微波可调器件中应用广泛, 但不易集成. 电介质薄膜材料具有易集成、低成本、高调谐速率、低功耗、小尺寸、连续可调等优点, 且相比块体材料更易与现代集成电路工艺兼容. 目前, 基于电介质薄膜材料设计器件的前提是: 在提高薄膜结晶质量的同时, 需采用低介电常数和低损耗的材料作为衬底来降低其对整体介电性能的影响. 然而, 适合电介质薄膜外延生长的低介电低损耗衬底 (如 MgO, Si 等) 与电介质薄膜晶格失配较大 (>5%), 造成高质量外延生长面临较大挑战, 导致难以厘清其本征构效关系, 阻碍了其性能的协同优化, 进而无法获得高可调低损耗的电介质薄膜材料. 因此, 本研究基于激光脉冲沉积技术, 利用畴匹配外延机制在 MgO(001) 衬底上制备出了高性能的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  外延薄膜, 其可调率达到 67.2%, 品质因子为 49, 优值因子为 32.93. 与已有报道相比, 本研究制备的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜表现出更高的介电可调率和更低的介电损耗, 系统地分析了薄膜形貌、晶体结构、温度等因素对其介电性能的影响, 为厘清  $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$  薄膜的宽频域构效关系奠定了基础, 凸显了其在可调谐微波器件中的应用潜力.

**关键词:** 铁电材料, 钛酸锶钡, 生长调控, 介电性能**PACS:** 77.84.-s, 77.55.fp, 77.22.-d**DOI:** 10.7498/aps.74.20250938**CSTR:** 32037.14.aps.74.20250938

## 1 引言

可调谐微波器件是构建新一代可重构通信系统的关键元素, 能够实现工作频率的灵活切换、雷达波束方向的快速扫描, 提高抗干扰能力等, 在新一代通信、雷达、相控阵天线等领域具有广阔的应用前景和市场需求<sup>[1,2]</sup>. 然而, 基于传统半导体材料构筑的器件, 其外场驱动下的电子迁移会伴随着显著的焦耳热, 导致其很难在更高频率下广泛应用; 基于铁氧体材料设计的器件, 应用过程中需外加磁

场辅助、体积庞大、不易于小型化和高密度集成; 基于微机电系统 (MEMS) 制造的器件存在制作工艺复杂、成本高、封装困难等挑战, 阻碍了其更广泛的应用<sup>[3]</sup>. 铁电材料自 20 世纪 60 年代被 Johnson<sup>[4]</sup> 证实具备介电常数随外加电场变化而改变的可调谐特性后, 受到科研人员的广泛关注. 其中钛酸锶钡 ( $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$ , BSTO) 因其可适用于高工作频段, 具有成本低、居里温度可调节等优点, 成为该领域探索和应用铁电调谐材料之一<sup>[5,6]</sup>. 但目前仍无法获得具备高介电可调率、低介电损耗的薄膜材料, 限制了其在更低功耗、更高调制速率, 以及

\* 国家重点研发计划 (批准号: 2021YFA0718700)、国家自然科学基金 (批准号: 12304117) 和北京市自然科学基金 (批准号: Z240008) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: [ajjiwang@bnu.edu.cn](mailto:ajjiwang@bnu.edu.cn)

高密度集成器件中的应用<sup>[7]</sup>.

近 40 年来, 为了获得介电常数适中、介电可调率高、介电损耗低等性能均衡的 BSTO 薄膜, 国内外学术界和产业界做了大量的工作. Liu 等<sup>[8]</sup> 通过优化薄膜的沉积工艺 (三步沉积法), 降低了 DyScO<sub>3</sub> 衬底给 Ba<sub>0.5</sub>Sr<sub>0.5</sub>TiO<sub>3</sub> 薄膜带来的残余应变, 在 10 GHz 的测试频率和 60 kV/cm 的直流电场下, 其介电可调率达到 47.9%; Luo 等<sup>[9]</sup> 通过溶胶凝胶法用 Rb<sup>2+</sup> 取代 A 位离子进行掺杂, 发现当 Rb<sup>2+</sup> 浓度为 0.04 mol/mol 时, 在 2 MHz 的测试频率和 377 kV/cm 的直流电场下, Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 可调率从 46.53% 增至 63.37%. Jiao 等<sup>[10]</sup> 通过化学溶液沉积法制备了 LiFe<sub>3</sub>O<sub>8</sub>/Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> (LFO/BSTO) 复合薄膜, 在 340 kV/cm 的偏置电场下获得了 71.30% 的优异可调性, 比 BSTO 薄膜高 41.58%, 损耗 0.008. Wang 等<sup>[11]</sup> 为使 BSTO 薄膜在 Si 上集成, 采用溶胶凝胶法在 Pt/Ti/SiO<sub>2</sub>/Si 衬底上生长梯度 Ba<sub>1-x</sub>Sr<sub>x</sub>TiO<sub>3</sub> 薄膜 (0 ≤ x ≤ 0.4). 通过在 BSTO 和底部电极之间增加缓冲层 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ZrO<sub>2</sub> 的方式, 改善了梯度 BSTO 薄膜的底层结晶, 有效防止了在生长过程中由于温度过高导致的 Ti 向梯度 BSTO 薄膜扩散的现象, 使得梯度 BSTO 薄膜具有致密的晶粒结构和较小的表面粗糙度, 漏电流密度降低两个数量级.

尽管经过数十年的深入研究, 电介质薄膜的性能已取得长足进步, 但至今仍难以获得可满足高性能器件设计的电介质薄膜材料, 其重要原因在于薄膜中的缺陷、畴结构、畴壁、相结构、相界等复杂因素都会对其介电性能产生显著影响, 这些参量之间的共存与竞争为构效关系的建立及其性能的协同优化带来了挑战. 因此提升 BSTO 薄膜的质量, 降低衬底材料介电常数和损耗, 获得薄膜本征介电性能, 对厘清构效关系的物理本质, 进而得到高可调率、低损耗的 BSTO 薄膜具有重要研究价值.

本研究从 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 出发, 采用低介电低损耗 MgO 衬底, 通过激光脉冲沉积技术 (pulsed laser deposition, PLD) 诱导并促进了畴匹配外延 (domain matching epitaxy, DME) 机制的形成, 克服了巨大晶格失配的挑战, 制备出了高质量的 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 外延薄膜, 探究了生长温度对 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 薄膜晶体质量和介电性能的影响, 获得了可调率为 59.8%, 品质因子为 54, 优值因子为 32.29 的高性能 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 外延薄膜. 结合

拉曼测试, 系统分析了工作温度对其介电性能的影响, 为厘清 Ba<sub>1-x</sub>Sr<sub>x</sub>TiO<sub>3</sub> 薄膜的介电性能的构效关系提供了实验支撑, 并奠定了材料基础, 同时对后续的器件研究与微波调谐领域的实际应用打下基础.

## 2 实验部分

### 2.1 BSTO 薄膜的制备

使用脉冲激光沉积技术 (PLD) 在 MgO(001) 单晶衬底上沉积 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 薄膜. 靶材为商用 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 陶瓷靶, 衬底为商用 MgO(001) 单晶衬底. MgO 晶体呈立方岩盐结构, 在高温沉积过程中, MgO(001) 单晶能够保持平整的表面结构且化学性质惰性优异<sup>[12]</sup>. 同时, MgO 晶体具有良好电绝缘性和极低介电损耗<sup>[13]</sup>, 有利于准确表征 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 薄膜的介电性能. 因此本研究选用 MgO(001) 单晶作为生长 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 薄膜的衬底. 为探究衬底温度对 BSTO 薄膜性质的影响, 在生长氧压为 5 Pa, 激光能量为 240 mJ, 激光频率为 3 Hz, 靶基距为 5 cm 的生长条件基础上改变衬底温度, 分别在 680 °C, 700 °C, 730 °C, 760 °C, 780 °C 的 MgO(001) 衬底上制备 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 薄膜, 获得的薄膜样品分别简称为 BST680, BST700, BST730, BST760 和 BST780. 样品生长完毕以后均原位在 1 atm (1 atm = 1.013×10<sup>5</sup> Pa) 的纯氧环境下以 5 °C/min 的速率缓慢降至室温, 稳定依靠 DME 机制形成的外延结构, 精确补偿晶格氧以抑制氧空位缺陷, 同时最大限度地保护薄膜与衬底界面免受空气污染.

### 2.2 测试与表征

采用 X 射线衍射仪 (XRD, XRD-6000, 日本岛津公司, Cu-Kα 辐射, λ = 0.15409 nm) 表征样品的晶体结构和晶体质量, 进行物相分析; 采用原子力显微镜 (AFM, Multimode V8, 德国 Bruker 公司) 表征样品的形貌信息; 采用扫描电子显微镜 (SEM, S-4800, 日本 Hitachi 公司) 表征样品的厚度; 通过搭建的介电性能测试平台来表征样品的介电性能, 本研究使用的介电性能测试平台主要由 Keithley SCS-4200 和 SEMISHARE SM-4 探针台组成. 其中 SCS-4200 参数分析仪提供电容-电压 (C-V) 曲线测试和介电损耗正切角测试. 采用法国

HORIBA 公司生产的 Xplora Plus 型拉曼光谱仪表征样品不同温度下的拉曼散射光谱. 采用双球差透射电子显微镜 (STEM, Titan Cubed Themis G2300, 荷兰 Thermo Fisher Scientific 公司) 来表征 MgO 衬底与 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 薄膜界面处的微观结构.

### 3 结果与讨论

#### 3.1 衬底温度对 BSTO 薄膜结构和性能的影响

##### 3.1.1 表面形貌与晶体结构

图 1 展示了不同衬底温度生长的 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 薄膜的 AFM 测试图像, 薄膜均呈现颗粒状形貌. 为了更好地对比薄膜的表面粗糙度, 对 AFM 图像的薄膜表面粗糙度进行测定, 其中均方根表面粗糙度 (root mean square, RMS) 的定义如下:

$$\text{RMS} = \left[ \frac{1}{N} \sum_{(i-1)}^N (Z_i - Z_a)^2 \right]^{1/2}, \quad (1)$$

其中,  $Z_i$  为选取的第  $i$  点的高度,  $Z_a$  为测量区域的平均高度. 不同衬底温度生长的 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 薄

膜的均方根表面粗糙度如图 1(f) 所示.

AFM 测试分析表明, 680 °C 生长的薄膜 (图 1(a)) 颗粒分布不均匀, 表面存在高达 10 nm 的呈类巢状的起伏, RMS 粗糙度为 3.25 nm. 700 °C (图 1(b)) 和 730 °C (图 1(c)) 生长的薄膜呈现双层结构, 下层为平均起伏 2 nm 左右的均匀致密薄膜, 而上层存在起伏 10 nm 左右的椭圆状颗粒, 整体 RMS 粗糙度分别为 2.56 nm 与 1.27 nm. 当衬底温度升高至 760 °C 和 780 °C 时, 上层细长的椭圆状颗粒消失, 薄膜仅由起伏在 1 nm 左右的圆形颗粒组成, RMS 粗糙度分别为 0.50 nm 与 0.43 nm, 说明薄膜表面已接近原子尺度光滑. 随着衬底温度上升, 薄膜表面形貌粗糙度逐渐降低. 当衬底温度过低时, 吸附在表面的分子或原子因缺乏足够的能量而无法向周围有效扩散形成核点, 导致样品的结晶性差, 表面粗糙. 当衬底温度逐渐升高时, 薄膜材料中的原子在衬底表面的动能增大, 迁移能力增强, 颗粒团聚效应减弱, 使沉积的粒子能够更有效地填补表面空隙, 均匀分布在薄膜表面, 从而形成更平整、更致密的薄膜结构.

图 2(a) 展示了不同衬底温度下生长的 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 薄膜 XRD 图谱. 虽然薄膜与 MgO 衬底

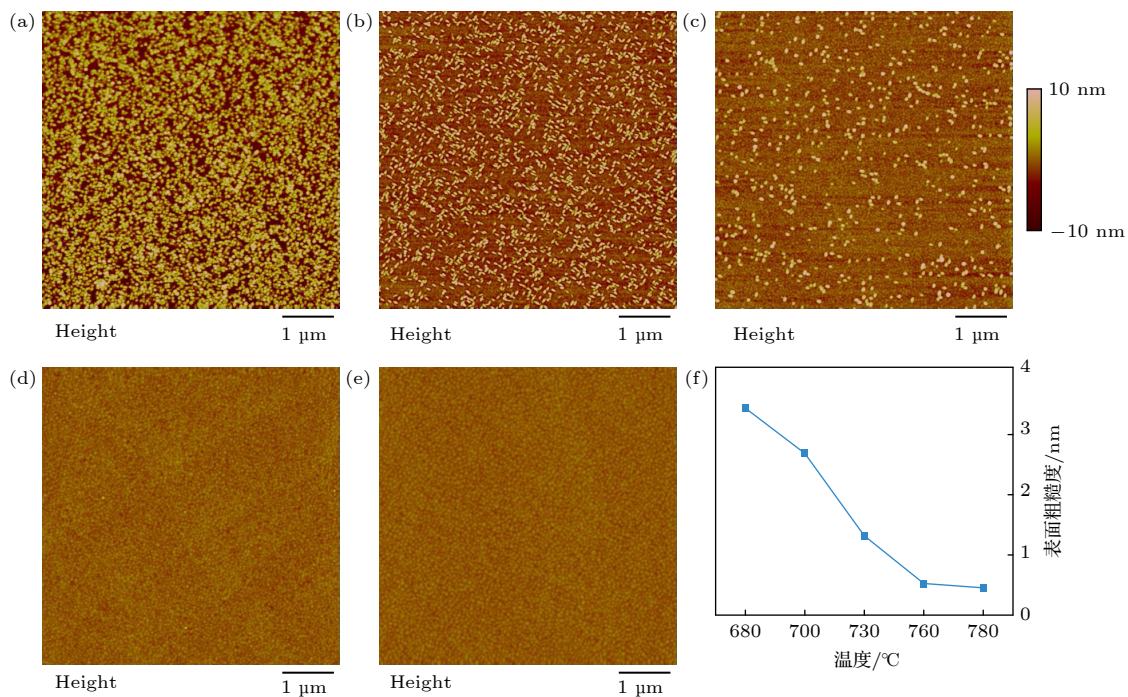


图 1 不同衬底温度下生长的 Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> 薄膜的表面形貌及其表面粗糙度 (a) 680 °C; (b) 700 °C; (c) 730 °C; (d) 760 °C; (e) 780 °C; (f) 薄膜的均方根表面粗糙度

Fig. 1. Surface morphology and surface roughness of Ba<sub>0.6</sub>Sr<sub>0.4</sub>TiO<sub>3</sub> films grown on wafers of different temperatures: (a) 680 °C; (b) 700 °C; (c) 730 °C; (d) 760 °C; (e) 780 °C; (f) RMS of films.

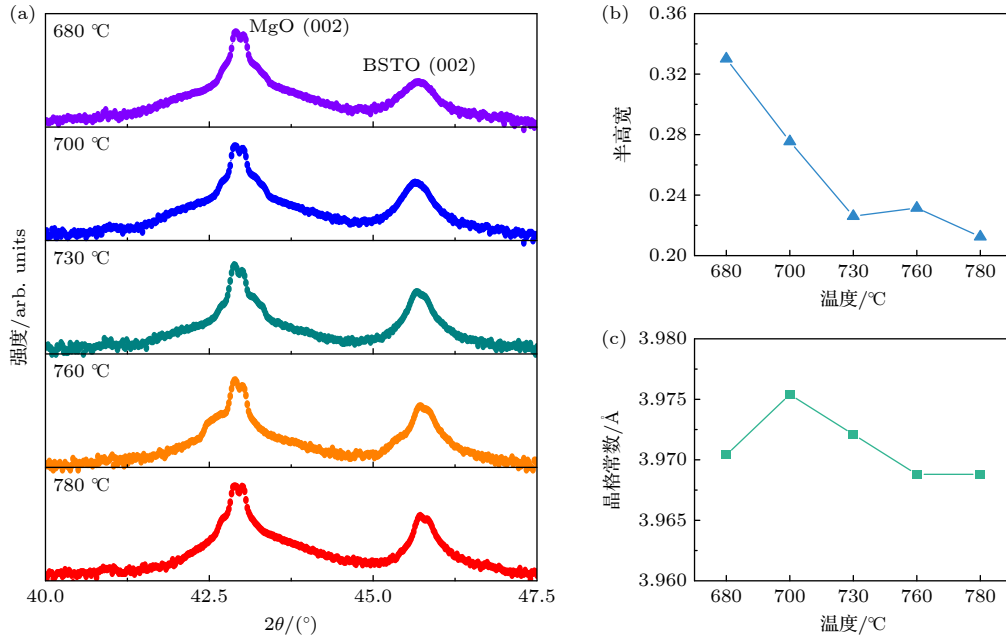


图 2 不同衬底温度下生长的薄膜晶格结构表征 (a) XRD 谱图; (b) (002) 取向衍射峰的半高宽; (c) 晶格常数

Fig. 2. Characterization of the lattice structure of thin films grown at different wafers' temperatures: (a) XRD patterns; (b) the FWHM of (002) diffraction peak; (c) lattice constant.

之间较大的晶格失配和热膨胀失配引起的界面应力可能引起晶格畸变, 但 XRD 测试表明在 680—780 °C 衬底温度范围内的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜均呈现单一取向, 其峰位于  $45.6^\circ$ , 没有其他相的明显衍射峰.  $\text{MgO}(002)$  衬底的  $K_\alpha$  峰位于  $42.9^\circ$ ,  $K_\beta$  峰位于  $38.6^\circ$ .

随着衬底温度的升高,  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜 (002) 取向衍射峰的半高宽逐渐变小 (图 2(b)), 在 780 °C 时达到最小值  $0.21^\circ$ , 表明薄膜的结晶性逐渐提升. 同时, (002) 取向衍射峰向较高的衍射角移动, 说明其晶格常数在逐渐减小, 由布拉格衍射方程计算得到晶格常数随衬底温度的变化, 如图 2(c) 所示.

薄膜晶格常数的变化可能与薄膜和衬底之间的晶格失配以及热膨胀失配引起的应变有关, 但随着薄膜厚度的增大, 会有越来越多的位错来释放应力, 缓解应变. 本研究在不同衬底温度上生长的薄膜厚度均超出了应力完全松弛时的临界厚度 (250 nm)<sup>[14]</sup>, 应变造成晶格常数的变化可被忽略. 因此, 可能的原因是在 700—780 °C 温度范围内, 随着衬底温度的升高,  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的结晶性逐渐提升, 薄膜内部的缺陷减少, 导致晶格常数减小. 在 680 °C 生长的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜晶格常数的反常是因为衬底温度过低导致薄膜表面缺陷增加, 结晶性较差, 其晶格常数是由应变与缺陷竞

争影响的结果, 这与形貌特征表征结果一致: 有别于 700 °C 及以上衬底温度生长的薄膜形貌下层均匀致密的小颗粒, 680 °C 生长的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜呈现粗糙的类似巢状的表面形貌. 此外, 在 780 °C 生长的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的晶格常数为  $3.969 \text{ \AA}$ , 与  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  块体的晶格常数  $3.965 \text{ \AA}$ <sup>[15]</sup> 非常接近, 表明 Ba/Sr 化学计量比得以精确维持. 这主要是因为脉冲激光沉积技术的核心优势之一便是实现从靶材到衬底的“化学计量比转移”(stoichiometric transfer), 同时 SrO 的高热稳定性与钙钛矿晶格的强力束缚作用也有效抑制了已沉积 Sr 原子的再蒸发.

### 3.1.2 介电性能

为比较不同衬底温度生长的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的介电性能, 在薄膜上制备了叉指电极来测量介电性能. 在  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜上制备了指长为  $500 \mu\text{m}$ , 指宽为  $10 \mu\text{m}$ , 手指间隙为  $5 \mu\text{m}$ , 手指数为 20 个的平面叉指型铂 (Pt) 电极, 电极的厚度为  $70 \text{ nm}$  左右, 实际制备出的叉指电容电极结构如图 3(b) 所示.

图 4(a) 为在 1 MHz 测试频率下, 不同衬底温度生长的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的电容-电压 ( $C-V$ ) 曲线, 通过  $C-V$  曲线可以由电容与介电常数之间的关系计算得到介电常数<sup>[16,17]</sup>:

$$C(f) = \frac{\varepsilon_0}{2} (n - 0.5) l + \frac{\varepsilon_0 \varepsilon_1(f)}{2} (n - 0.5) l + \frac{\varepsilon_0 [\varepsilon_1(f) - \varepsilon_2(f)] (n - 1) l}{0.882 + g/h_1}, \quad (2)$$

其中  $\varepsilon_0$ ,  $\varepsilon_1(f)$ ,  $\varepsilon_2(f)$  分别是真空介电常数、衬底的相对介电常数、薄膜的相对介电常数;  $n$ ,  $l$ ,  $g$ ,  $h_1$  分别代表叉指电极的手指数、手指的重叠长度、手

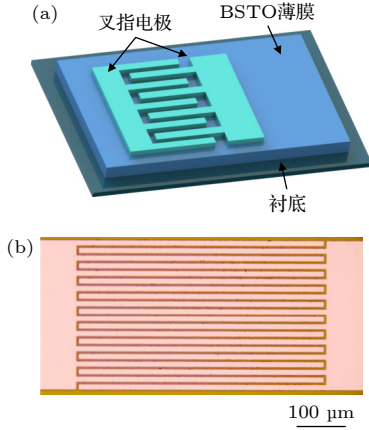


图3 薄膜电容器 (a) 叉指电极示意图; (b) 本研究制备的叉指电极

Fig. 3. Thin film capacitor: (a) Interdigital electrodes; (b) photograph of the planar interdigitated capacitor structure.

指间隙与薄膜厚度.

图4(a)表明在680—780 °C温度范围内生长的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的电容都随偏压非线性变化, 因此其介电常数也随偏压非线性变化, 均具有介电可调性, 且随着衬底温度升高,  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的介电可调性增大. 由  $C$ - $V$  曲线计算得到不同衬底温度生长的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜在不加外场时的相对介电常数和介电可调率, 可调率定义如下:

$$\eta_T = (\varepsilon_{r,\max} - \varepsilon_{r,0}) / \varepsilon_{r,0},$$

其中  $\varepsilon_{r,\max}$  是在施加最大偏置场下测量的相对介电常数,  $\varepsilon_{r,0}$  是在没有偏置电场的情况下测量的相对介电常数. 图4为不同衬底温度生长的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜介电性能测试结果. 图4(b)表明随着衬底温度的升高,  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜零偏压下的相对介电常数  $\varepsilon_r(0)$  逐渐增大, 这可能与薄膜的结晶性提高有关. XRD 分析表明, 薄膜 (001) 取向衍射峰半高宽随着衬底温度的升高而减小, 薄膜结晶性提高, 同时晶粒尺寸逐渐增大, 而晶粒尺寸的增大可以降低晶界密度和缺陷浓度, 减小极化翻转的阻力, 有利于薄膜的极化, 最终导致薄膜介电常数增大 [18,19].

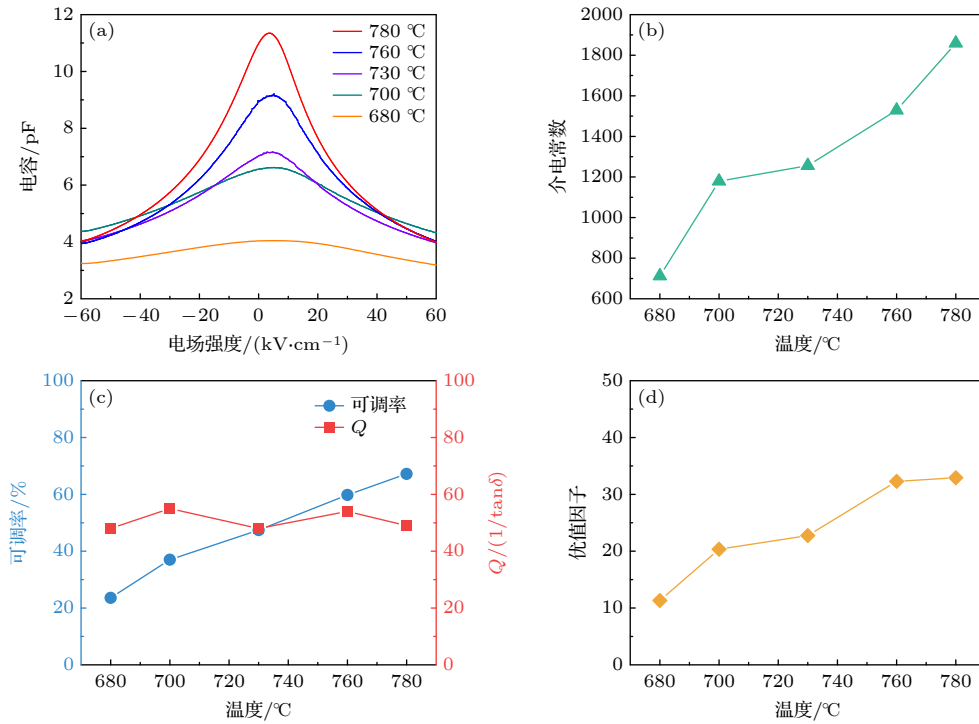


图4 不同衬底温度下生长的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的介电性能 (a)  $C$ - $V$  曲线; (b) 在零场下的相对介电常数; (c) 可调率与  $Q$ ; (d) 优值因子

Fig. 4. Dielectric properties of  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  films grown at different wafers' temperatures: (a)  $C$ - $V$  curves; (b) dielectric constant (at 0 kV/cm); (c) tunability and  $Q$  factor; (d) figures of merit.

衬底温度的改变对  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的品质因子影响不大, 介电损耗正切角 ( $\tan\delta$ ) 均为 0.02 左右. 然而, 薄膜的介电可调率却随着衬底温度的升高有非常明显的提升, 从 680 °C 时的 23.6% 提升至 780 °C 时的 67.2%. 这是因为随着衬底温度的升高,  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的结晶性越来越好, 晶粒尺寸变大, 从而减少了畴壁钉扎的缺陷, 有利于大尺寸铁电畴的形成, 使畴在外加电场下更容易翻转, 产生显著的极化变化和非线性介电响应<sup>[20]</sup>, 导致薄膜的可调率随之增大. 同时, 薄膜的优值因子 ( $\text{FOM} = \eta_{\text{T}}Q$ ) 呈上升趋势, 在衬底温度为 760 °C 时达到最大, 在 760—780 °C 温度范围内,  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的 FOM 约为 30, 明显高于低温生长的其他薄膜.

综上,  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜在相对较高的衬底温度 (780 °C) 生长时, 具备更好的结晶性, 粗糙度更小的表面形貌, 更高的介电可调率和优值因子. 与文献<sup>[21–33]</sup>报道相比, 在相近介电性能测试条件下 (测试频率为 1 MHz, 电场强度为 60 kV/cm), 本研究通过调控生长衬底温度, 在生长氧压为 5 Pa、衬底温度为 780 °C 的生长条件下得到了可调率为 59.8%, 品质因子为 54, 优值因子为 32.29 的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜, 表现出优异的高可调、低损耗的综合介电性能, 如图 5 所示, 凸显了其在可调谐微波器件中的应用潜力, 为探究  $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$  薄膜的介电可调率与介电损耗演化的物理机制提供了重要参考.

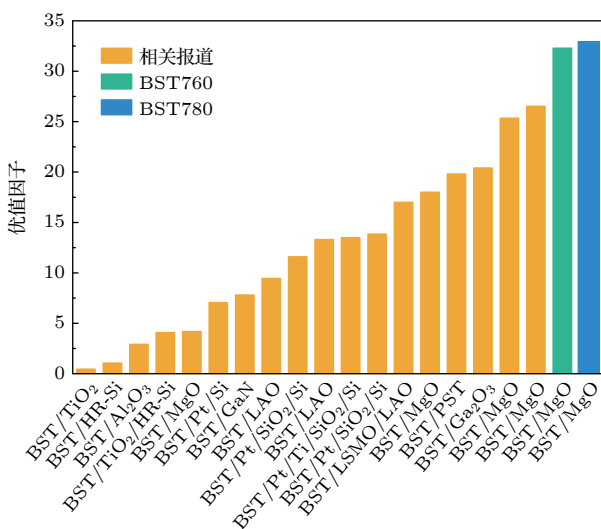


图 5  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜介电性能对比图

Fig. 5. Comparison figure of dielectric properties of  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  films.

### 3.2 BSTO 薄膜高温介电性能

基于  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的最适生长温度, 本文优化激光能量、靶基距和生长氧压后, 得到高质量的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  纯相外延薄膜,  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的最佳生长条件如下: 温度为 780 °C, 生长氧压为 5 Pa, 激光能量为 240 mJ, 激光频率为 3 Hz, 靶基距为 5 cm.

为了进一步评估所制备的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的结晶质量、外延关系及应变状态, 对薄膜进行倒易空间图 (RSM) 表征与扫描透射电子显微镜 (STEM) 表征. 图 6(a) 为  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3(113)$  峰倒易空间衍射 RSM 图像, 进一步证明薄膜为高质量的单晶相  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜. 清晰的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  衍射斑点说明薄膜具有良好的结晶质量且为单晶相, 不存在杂相. 衍射斑点轮廓清晰且高度对称的形态表明薄膜受应力影响较小, 具有极低的晶格倾斜和扭曲, 为弛豫模式生长, 这与前文薄膜厚度超过临界厚度引起应力释放的结论相同. 图 6(b) 为沿着衬底  $\text{MgO}[001]$  晶向的  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的高角环形暗场像 (HAADF), 直观展示了  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜内部高度有序的原子排列, 晶格条纹清晰连续且排列规整. 同时, 在所观察的区域内, 未发现位错、堆垛层错等扩展缺陷, 表明薄膜具有优异的结晶质量, 为实现低漏电流和低介电损耗提供了坚实的微观结构基础. 此外, 在  $\text{MgO}(001)$  衬底与  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜之间由于晶格失配和外延竞争效应<sup>[34]</sup>而形成的反应层非常薄, 厚度仅为一个晶胞层, 薄膜与衬底之间形成了原子级平整且化学成分突变的锐利界面. 这证明本研究通过生长工艺参数的精确优化有效抑制了界面处的原子互扩散与非预期相的形成, 外延生长质量优异.

通常 BSTO 基铁电薄膜器件的性能受环境温度影响较大, 为探究  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜的温度稳定性, 利用拉曼光谱在 25—225 °C 温度下对 BST780 样品进行了原位观察 (图 7(a)), 结合相同温度下的介电性能, 对样品变温条件下的性能进行系统地表征与分析.

$\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  在室温下为  $\text{ABO}_3$  的钙钛矿结构 (空间群为  $Pm\bar{3}m, O_h^1$ ), 由  $[\text{TiO}_6]^n$  八面体组成, 具有中心对称结构, 共存在 12 种光学振动模式和 3 种声学振动模式. 处于立方相时, 在一阶振动光谱中不显示任何拉曼活性; 而处于具有四方对称

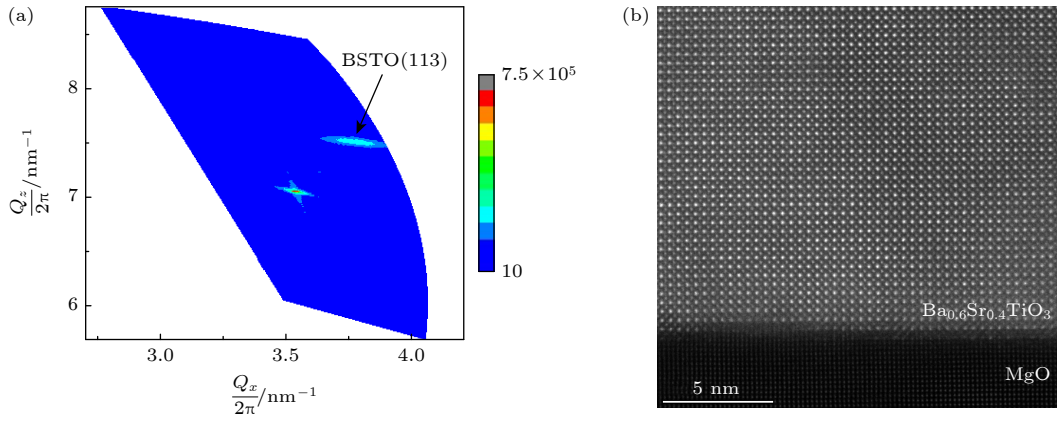

 图 6 (a)  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  的 (113) 峰倒易空间衍射; (b)  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3/\text{MgO}(001)$  的 HAADF 图像

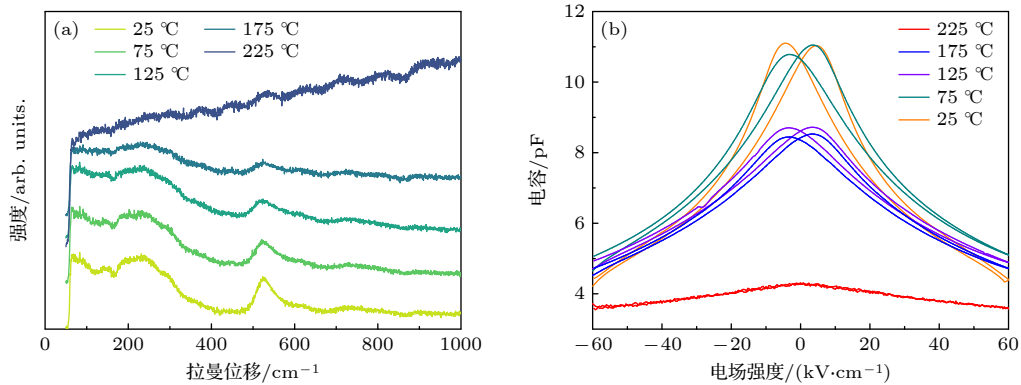
 Fig. 6. (a) Reciprocal space mapping of (113) diffraction peak for  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$ ; (b) HAADF imaging of  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3/\text{MgO}(001)$ .

 图 7  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜在不同温度下的 Raman 散射光谱与  $C$ - $V$  曲线

 Fig. 7. Raman scattering spectra and  $C$ - $V$  curves of  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  thin films at different temperatures.

性 ( $4mm$ ) 的铁电性相时,  $F_{1u}$  劈裂为  $A_1$  和  $E$  模式,  $F_{2u}$  劈裂为  $B_1$  和  $E$  模式, 这些模式进一步分裂为纵向和横向的分量. 在 25—175 °C 时, 观察到多个拉曼峰, 表明 BSTO 薄膜处于四方相<sup>[35]</sup>. 在  $305\text{ cm}^{-1}$  附近的峰由  $B_1(\text{TO})$  声子模产生, 由于强度较低难以区分, 位于  $720\text{ cm}^{-1}$  附近较弱的峰由  $A_1(\text{LO}_3)$  声子模产生, 与  $\text{Ti}-\text{O}_3$  键的振动有关, 这两个声学模式峰为四方相的特征峰<sup>[36]</sup>. 在  $520\text{ cm}^{-1}$  附近较为明显的峰归因于  $A_1(\text{TO}_3)$  声子模, 对应于  $\text{O}-\text{Ti}-\text{O}$  键的伸缩振动. 随着温度升高, 这些特征拉曼峰的强度逐渐降低, 并且峰位出现明显偏移. 例如,  $520\text{ cm}^{-1}$  处的  $A_1(\text{TO}_3)$  峰随着温度升高呈现蓝移, 从 25—225 °C, 该峰位偏移了大约  $15\text{ cm}^{-1}$ , 表明  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  发生了结构相变, 向着更对称的晶体结构转变<sup>[24]</sup>.  $305\text{ cm}^{-1}$  处的  $B_1(\text{TO})$  峰与  $720\text{ cm}^{-1}$  处的  $A_1(\text{LO}_3)$  峰位同样也向高波数移动, 但位移较小. 同时, 这两个四方相的特征峰强度随温度升高而减弱, 在 225 °C 时几乎消失, 表明样品

完成从四方相到立方相的转变. 薄膜拉曼光谱的显著变化表明, 随着温度升高,  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜晶格振动模式发生了变化, 薄膜从四方相转变为无拉曼活性的立方相, 从铁电相转变为顺电相. 图 7(b) 展示了在 1 MHz 测试频率下,  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜在不同温度下的电容-电压特性曲线, 其测试温度与拉曼光谱测量温度一致. 随着测量温度的升高,  $C$ - $V$  曲线的迟滞特征逐渐减弱, 由于铁电畴翻转产生的“蝴蝶”曲线双峰间距持续缩小. 在 175 °C 时,  $C$ - $V$  曲线仍呈现出非线性的“蝴蝶”特征, 表明薄膜存在铁电畴. 当温度进一步升高至 225 °C 时, 电容随电压呈现线性变化, 该非线性特征完全消失, 电容不再具有迟滞性<sup>[37]</sup>.  $C$ - $V$  特性的温度依赖性表明, 在 175—225 °C 时,  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜材料完全转变为顺电相, 不再具有铁电畴, 导致“蝴蝶”曲线的消失<sup>[38]</sup>. 该相变温度范围与前述拉曼光谱的分析结论相吻合.  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜在零电场偏置下, 介电常数与温度的关系如图 8(a) 所示. 随着

温度的逐渐上升, 薄膜的介电常数逐渐升高, 在 60 °C 左右达到最大值, 随后下降. 在低于居里温度的铁电相区时, 薄膜的介电响应是其内部体铁电性与近表面处表面效应的综合体现<sup>[39]</sup>. 薄膜内虽存在铁电畴, 畴壁运动不仅受到薄膜内部应力场及缺陷的限制, 还受到来自薄膜-衬底界面和薄膜自由表面的强钉扎效应, 导致介电响应较低. 当温度升高后, 热激活过程有助于部分畴壁解钉扎, 同时软光学声子模的进一步软化增强了晶格的极化易性, 二者共同促使介电常数上升, 并在居里温度附近达到最大值. 当温度高于居里温度后, 薄膜发生铁电-顺电相变, 自发极化消失, 此时介电常数的变化遵循居里-外斯定律, 呈现下降趋势<sup>[40]</sup>. 为了进一步表征其相变特性, 绘制介电常数倒数  $1/\epsilon$  与温度  $T$  的关系曲线, 如图 8(b) 所示. 该曲线在高于居里温度  $T_C$  一定范围内偏离居里-外斯定律的线性关系, 但当温度高于 90 °C 时与居里-外斯定律吻合良好, 这一特征表明  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜随着温度的升高经历的是一个弥散型铁电-顺电相变, 与相关报道结论一致<sup>[41]</sup>.

图 8(c) 给出了  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜可调率随温度的变化, 由于可调率主要源于电场对极化的调制能力, 依赖于畴壁运动, 其变化趋势与介电常数类似, 同样在 60 °C 附近达到最大值后下降. 与此同时, 薄膜的  $Q$  值随着温度升高而增大, 在 205 °C 左右达到峰值后开始减小, 如图 8(d) 所示.  $Q$  值的初始增大可归因于两个方面: 一是较高的温度帮助解除了部分畴壁的钉扎效应, 使得其运动损耗减小, 减小了相应的能量损耗<sup>[42]</sup>; 二是薄膜处于向顺电相转变的过程中, 自发极化减弱, 畴壁自身的贡献及其带来的损耗也随之降低. 在相变温度区域附近, 宏观的铁电畴结构消失, 由畴壁运动所主导的损耗机制也随之消失, 因此介电损耗在相变点附近达到最小值,  $Q$  值达到最大峰值. 此后, 随着温度的进一步升高,  $Q$  值的显著下降表明由表面效应主导的新损耗机制开始占据主导地位: 其一是电导损耗, 富集在界面区域的氧空位等缺陷在高温下被激活, 成为可移动的载流子, 显著增大了漏电流, 导致能量损耗<sup>[39,43]</sup>; 其二是与表面缺陷相关的弛豫损耗, 在更高温度下, 位于界面附件的缺陷偶极子被

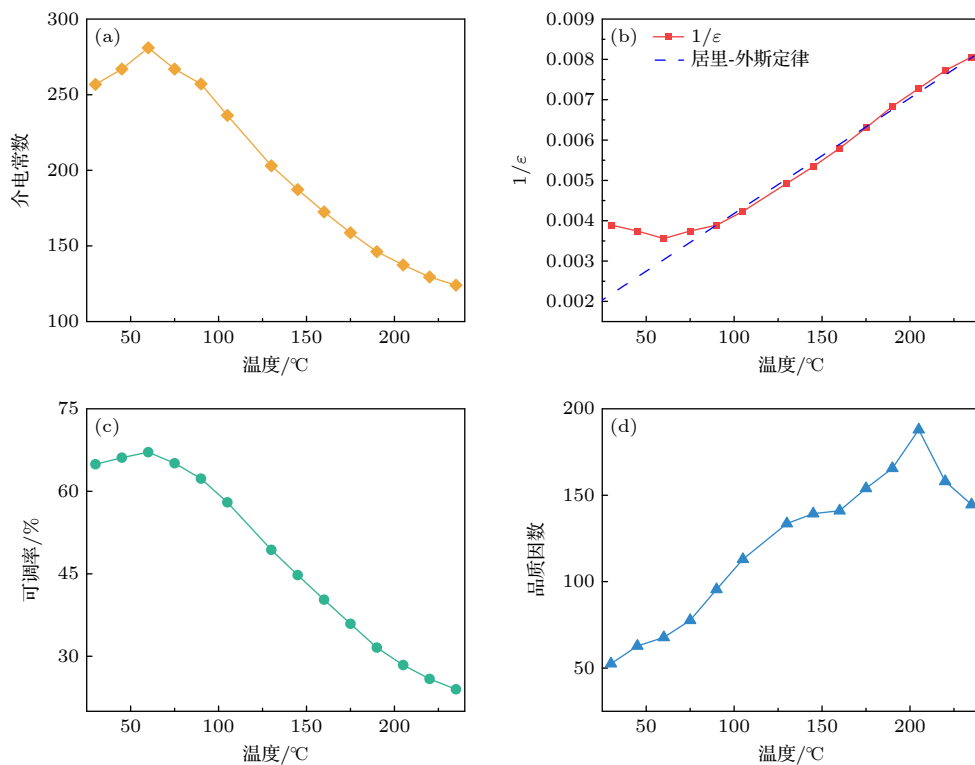


图 8  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜在不同测试温度下的介电性能 (a) 零场下的介电常数; (b)  $1/\epsilon$ - $T$  曲线与居里-外斯定律理论曲线; (c) 可调率; (d)  $Q$  值

Fig. 8. Temperature-dependent dielectric properties of  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  thin films: (a) Dielectric constant (at 0 kV/cm); (b)  $1/\epsilon$ - $T$  and Curie-Weiss law curves; (c) tunability; (d)  $Q$  factor.

热激活并跟随外加电场进行转向<sup>[44]</sup>, 这一弛豫过程对介电损耗的增加产生贡献<sup>[45]</sup>. 此外, 由于  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜为弥散型相变, 其相变发生在一个较宽的温度区间, 在此区间中, 最大介电响应的物理条件与最小介电损耗的物理条件并非在同一温度下达成, 从而导致介电常数峰值温度 (60 °C) 与  $Q$  值峰值温度 (205 °C) 的显著分离.

## 4 结 论

本研究通过激光脉冲沉积技术在  $\text{MgO}(001)$  衬底上制备了  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  薄膜. 厘清了生长工艺对薄膜性能的影响规律, 得到了高可调、低损耗综合介电性能优异的介电薄膜材料, 可调率达到 67.2%, 品质因子  $Q$  为 49, 优值因子为 32.93. 系统地分析了薄膜形貌、晶体结构、工作温度等因素对其介电性能的影响, 并对其高温介电性能与稳定性展开讨论, 本研究为制备高质量介电薄膜材料提供了参考, 同时对后续的器件研究以及介电损耗和可调率协同变化机制的探索具有基础性的意义, 为  $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$  薄膜在微波调谐领域的实际应用奠定基础.

## 参考文献

- [1] Emadi F, Nemati A, Hinterstein M, Adabiroozjaei E 2019 *Ceram. Int.* **45** 5503
- [2] Borderon C, Ginestar S, Gundel H W, Haskou A, Nadaud K, Renoud R, Sharaiha A 2020 *IEEE Trans. Ultrason. Ferroelectr. Freq. Control.* **67** 1733
- [3] Ma H, Lou J, Wang J, Dong B W, Feng M D, Li Z Q, Qu S B 2019 *J. Air Force Eng. Univ.* **20** 53 (in Chinese) [马华, 葵菁, 王军, 董博文, 冯明德, 李智强, 屈绍波 2019 *空军工程大学学报* **20** 53]
- [4] Johnson K M 1962 *J. Appl. Phys.* **33** 2826
- [5] Dong H T, Jian J, Li H F, Jin D R, Chen J G, Cheng J R 2017 *J. Alloys Compd.* **725** 54
- [6] Bayrak T, Ozgit-Akgun C, Goldenberg E 2017 *J. Non-Cryst. Solids* **475** 76
- [7] Subramanyam G, Cole M W, Sun N X, Kalkur T S, Sbrockey N M, Tompa G S, Guo X M, Chen C L, Alpay S P, Rossetti G A Jr, Dayal K, Chen L Q, Schlom D G 2013 *J. Appl. Phys.* **114** 191301
- [8] Liu H G, Avrutin V, Zhu C Y, Özgür Ü, Yang J, Lu C Z, Morkoç H 2013 *J. Appl. Phys.* **113** 044108
- [9] Luo W, Chen X Y, Fan J W, Hu Y X, Zheng Z P, Fu Q W 2016 *Ceram. Int.* **42** 17229
- [10] Jiao T J, You C, Tian N, Ma L, Duan Z F, Yan F X, Ren P R, Zhao G Y 2022 *Appl. Surf. Sci.* **590** 153112
- [11] Wang J, Zhang T J, Xia H Y, Xiang J H, Li W K, Duo S W 2008 *J. Sol-Gel Sci. Technol.* **47** 102
- [12] Wander A, Bush I J, Harrison N M 2003 *Phys. Rev. B* **68** 233405
- [13] Misirlioglu I B, Alpay S P, He F, Wells B O 2006 *J. Appl. Phys.* **99** 104103
- [14] Peng L S J, Xi X X, Moeckly B H, Alpay S P 2003 *Appl. Phys. Lett.* **83** 4592
- [15] Tagantsev A K, Sherman V O, Astafev K F, Venkatesh J, Setter N 2003 *J. Electroceram.* **11** 5
- [16] Acikel B 2002 *Ph. D. Dissertation* (Santa Barbara: University of California)
- [17] Su H T, Lancaster M J, Huang F, Wellhofer F 2000 *Microwave Opt. Technol. Lett.* **24** 155
- [18] Gao L B, Guan Z P, Huang S X, Liang K X, Chen H W, Zhang J H 2019 *J. Mater. Sci. : Mater. Electron.* **30** 12821
- [19] Schultheiß J, Kungl H, Koruza J 2019 *J. Appl. Phys.* **125** 174101
- [20] Damjanovic D 1998 *Rep. Prog. Phys.* **61** 1267
- [21] Xiong P Y, Ni Z, Lin Z F, Bai X B, Liu T X, Zhang X Y, Yuan J, Wang X, Shi J, Jin K 2023 *Acta Phys. Sin.* **72** 097701 (in Chinese) [熊沛雨, 倪壮, 林泽丰, 柏欣博, 刘天想, 张翔宇, 袁洁, 王旭, 石斌, 金魁 2023 *物理学报* **72** 097701]
- [22] Shen D K, Yang Z H, Guo P Y, Zhao M L, Ge J, Deng G X, Wang A J 2024 *J. Chin. Ceram. Soc.* **52** 229 (in Chinese) [沈德坤, 杨涵涵, 郭沛源, 赵梦玲, 葛健, 邓功勋, 王爱记 2024 *硅酸盐学报* **52** 229]
- [23] Kim H S, Kim H G, Kim I D, Kim K B, Lee J C 2005 *Appl. Phys. Lett.* **87** 212903
- [24] Zhang J J, Zhai J W, Chou X J, Shao J, Lu X, Yao X 2009 *Acta Mater.* **57** 4491
- [25] Chung U, Elissalde C, Maglione M, Estournès C, Pate M, Ganne J P 2008 *Appl. Phys. Lett.* **92** 042902
- [26] Zhu X H, Zheng D N, Peng W, Li J, Chen Y F 2006 *Mater. Lett.* **60** 1224
- [27] Gou X L, Gervais M, Gervais F, Catherinot A, Champeaux C, Sabary F 2002 *Mater. Sci. Semicond. Process.* **5** 189
- [28] Wang S X, Hao J H, Wu Z P, Wang D Y, Zhuo Y, Zhao X Z 2007 *Appl. Phys. Lett.* **91** 252908
- [29] Zhi Y N, Liu D A, Qu W J, Luan Z, Liu L R 2007 *Appl. Phys. Lett.* **90** 042904
- [30] Feng Z Y, Chen W, Tan O K 2009 *Mater. Res. Bull.* **44** 1709
- [31] Qin W F, Zhu J, Xiong J, Tang J L, Feng X 2007 *J. Electron. Sci. Technol. China* **5** 303
- [32] Qin Y X, Li Z, Liang W X, Liu N, Zhao P 2018 *Piezoelectr. Acoustoopt.* **40** 95 (in Chinese) [秦杨晓, 李卓, 梁文学, 刘娜, 赵鹏 2018 *压电与声光* **40** 95]
- [33] Xu Q, Zhang X F, Huang Y H, Chen W, Liu H X, Chen M, Kim B H 2009 *J. Alloys Compd.* **488** 448
- [34] Qi W H, Wang Z, Li X F, Yu R C, Wang H H 2022 *Acta Phys. Sin.* **71** 178103 (in Chinese) [戚炜恒, 王震, 李翔飞, 禹日成, 王焕华 2022 *物理学报* **71** 178103]
- [35] Zhang Q W, Zhai J W, Yue Z X 2013 *Acta Phys. Sin.* **62** 237702 (in Chinese) [张奇伟, 翟继卫, 岳振星 2013 *物理学报* **62** 237702]
- [36] Zhang Q W, Zhai J W, Kong L B, Yao X 2012 *J. Appl. Phys.* **112** 124112
- [37] Verma A, Raghavan S, Stemmer S, Jena D 2015 *Appl. Phys. Lett.* **107** 192908
- [38] Chen Y, Zhou H J, Xie S X, Xu Q, Zhu J G, Wang Q Y 2021 *Adv. Mech.* **51** 755 (in Chinese) [陈渝, 周华将, 谢少雄, 徐倩, 朱建国, 王清远 2021 *力学进展* **51** 755]
- [39] Chen J H, Su X, Yuan T, Tang W B, Ding S C, Shi Y, Li F M, Chen K, Yu Y, Zhang H C, Zhu S Y, Yuan G L, Lu J 2025 *Adv. Mater. Interfaces* **12** 2400949
- [40] Tang Q W, Shen M R, Fang L 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 1346

- (in Chinese) [唐秋文, 沈明荣, 方亮 2006 *物理学报* **55** 1346]
- [41] Zhu X H, Chong N, Chan H L, Choy C, Wong K, Liu Z G, Ming N B 2002 *Appl. Phys. Lett.* **80** 3376
- [42] Lü X M, Huang F Z, Zhu J S 2020 *Acta Phys. Sin.* **69** 127704 (in Chinese) [吕笑梅, 黄凤珍, 朱劲松 2020 *物理学报* **69** 127704]
- [43] Alema F, Pokhodnya K 2015 *J. Adv. Dielectr.* **5** 1550030
- [44] Sahoo S K, Misra D, Sahoo M, MacDonald C A, Bakhru H, Agrawal D C, Mohapatra Y N, Majumder S B, Katiyar R S 2011 *J. Appl. Phys.* **109** 064108
- [45] Zhang J R, Chen C, Xiang S Q, Zhang J C, Qi Q, Huang R, Yu Y, Chen K, Han Z D, Yuan G L, Liu J M, Zhu J S 2022 *Mater. Res. Express* **9** 106303

## Fabrication and characterization of pulsed laser deposited high-tunability, low-loss $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$ thin films\*

YU Chenxi<sup>1)</sup> JIANG Haolin<sup>1)</sup> XIAO Zhifeng<sup>1)2)</sup> BAO Xiaoqing<sup>1)2)</sup>  
WANG Dan<sup>1)2)</sup> DENG Gongxun<sup>1)</sup> WANG Aiji<sup>1)2)</sup>†

1) (School of Physics and Astronomy, Beijing Normal University, Beijing 100875, China)

2) (Key Laboratory of Multiscale Spin Physics (Ministry of Education), Beijing Normal University, Beijing 100875, China)

( Received 16 July 2025; revised manuscript received 6 August 2025 )

### Abstract

Microwave tunable devices are critical components in phased array antennas and RF front-ends, and essential for the precise controlling of frequency, phase and amplitude. Although bulk dielectric ceramic materials are widely used in these devices, they pose challenges for integration. In contrast, dielectric thin films offer significant advantages, including easy integration, low cost, high tuning speed, low power consumption, compact size, and continuous tunability, making them more compatible with modern integrated circuit fabrication processes. Currently, a key prerequisite for designing devices based on dielectric thin films is the use of low-permittivity, low-loss substrates to mitigate their influence on the overall dielectric performance, while enhancing the crystalline quality of the films themselves. However, suitable substrates for epitaxial growth, such as MgO and Si, exhibit a significant lattice mismatch (>5%) with dielectric thin films. This poses a substantial challenge to achieving high-quality epitaxial growth, making it difficult to obtain dielectric thin films with both high tunability and low loss.

To address this challenge, pulsed laser deposition (PLD) is used to provide high-energy, non-equilibrium growth conditions. By precisely controlling parameters such as substrate temperature and growth oxygen pressure, a suitable growth window that induce domain matching epitaxy (DME) mechanism can be determined, effectively adapting to mismatched strain, and thus successfully preparing high-performance  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  (BSTO) epitaxial thin films on MgO(001) substrates.

To investigate the effect of substrate temperature on the properties of the BSTO thin films, a series of films is prepared on MgO(001) substrates at temperatures of 680 °C, 700 °C, 730 °C, 760 °C and 780 °C, while other growth conditions are kept constant. The study reveals that as the substrate temperature increases, the crystallinity, tunability, and figure of merit (FOM) of the films are significantly improved. The film grown at 780 °C shows a high tunability value of 67.2%, a quality ( $Q$ ) factor of 49, and an FOM of 32.93. Compared with previously reported films, the  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  thin films prepared in this work demonstrate superior dielectric tunability and lower dielectric loss.

To explore the thermal stability of the  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  thin film, its performance is characterized using

\* Project supported by the National Key R&D Program of China (Grant No. 2021YFA0718700), the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 12304117), and the Natural Science Foundation of Beijing, China (Grant No. Z240008).

† Corresponding author. E-mail: [ajiwang@bnu.edu.cn](mailto:ajiwang@bnu.edu.cn)

Raman spectroscopy and Capacitance-Voltage measurements in a temperature range from 25 °C to 225 °C. Raman spectra indicate that the lattice vibrational modes of the  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  film change with the increase of temperature. When temperature is in a range between 175 °C and 225 °C, the film will completely transform from the tetragonal phase to the Raman-inactive cubic phase. At the same time, the nonlinear “butterfly” characteristic of the  $C$ - $V$  curves vanishes due to the disappearance of ferroelectric domains. The dielectric constant and tunability reach their maximum values at approximately 60 °C, then decrease, whereas the  $Q$ -factor reaches its peak at around 205 °C. The motion of domain walls in films is constrained not only by internal stress fields and defects but also by strong pinning effects at the film-substrate interface and the free surface of the film.

This research systematically analyzes the influences of surface morphology, crystal structure, and temperature on the dielectric properties of  $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$  epitaxial thin films. It lays a foundation for elucidating the broadband structure-property relationships of  $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$  thin films and highlights their significant potential applications in tunable microwave devices.

**Keywords:** ferroelectric materials, strontium barium titanate, growth regulation, dielectric properties

**PACS:** 77.84.-s, 77.55.fp, 77.22.-d

**DOI:** [10.7498/aps.74.20250938](https://doi.org/10.7498/aps.74.20250938)

**CSTR:** [32037.14.aps.74.20250938](https://cstr.cn/32037.14.aps.74.20250938)

## 高可调低损耗电介质薄膜的制备及性能

余晨曦 江昊霖 肖志峰 包小青 王丹 邓功勋 王爱记

### Fabrication and characterization of pulsed laser deposited high-tunability, low-loss $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$ thin films

YU Chenxi JIANG Haolin XIAO Zhifeng BAO Xiaoqing WANG Dan DENG Gongxun WANG Aiji

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 74, 197702 (2025) DOI: 10.7498/aps.74.20250938

CSTR: 32037.14.aps.74.20250938

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250938>

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

#### $\text{BaTiO}_3$ 掺杂调控内建电场提升钙钛矿太阳能电池性能

Improvement of performance of perovskite solar cells through  $\text{BaTiO}_3$  doping regulated built-in electric field

物理学报. 2024, 73(3): 038801 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20231139>

#### 氮化硼纳米管表面结构设计及其对环氧复合电介质性能调控机理

Surface structure design of boron nitride nanotubes and mechanism of their regulation on properties of epoxy composite dielectric

物理学报. 2024, 73(2): 027703 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20230708>

#### 外延 $\text{PbZr}_{0.2}\text{Ti}_{0.8}\text{O}_3$ 薄膜负电容的应变调控

Strain tuning of negative capacitance in epitaxial  $\text{PbZr}_{0.2}\text{Ti}_{0.8}\text{O}_3$  thin films

物理学报. 2021, 70(18): 187701 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20210810>

#### 功能化原子力显微镜在纳米电介质材料性能研究中的应用进展

Progress of application of functional atomic force microscopy in study of nanodielectric material properties

物理学报. 2022, 71(24): 240701 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20221462>

#### 钛酸钡介电调控提升纸基摩擦纳米发电机输出性能

Barium titanate dielectric regulation improved output performance of paper-based triboelectric nanogenerator

物理学报. 2022, 71(7): 077701 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20212022>

#### 表面氟化聚苯乙烯纳米微球提升环氧树脂绝缘特性

Improving insulation properties of epoxy filled with surface fluorinated polystyrene nanospheres

物理学报. 2024, 73(12): 127703 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240215>